

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA
FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ

KATEDRA TVÁŘENÍ MATERIÁLU

Řízené válcování bezešvých trubek z vanadem mikrolegované oceli
Controlled rolling of seamless tubes from vanadium-microalloyed steel

Student:

Bc. Radek Jurča

Vedoucí diplomové práce:

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.

Ostrava 2016

Zadání diplomové práce

Student:

Bc. Radek Jurča

Studijní program:

N2109 Metalurgické inženýrství

Studijní obor:

2109T038 Moderní metalurgické technologie

Téma:

Řízené válcování bezešvých trubek z vanadem mikrolegované oceli
Controlled rolling of seamless tubes from vanadium-microalloyed steel

Jazyk vypracování:

čeština

Zásady pro vypracování:

1. Teoretický rozbor – řízené válcování mikrolegovaných ocelí
2. Teplotně řízené válcování a ochlazování na laboratorní válcovně
3. Strukturní analýzy a zkoušení mechanických vlastností vývalků
4. Porovnání laboratorních a provozních výsledků
5. Diskuse výsledků s doporučením pro válcovnu trubek

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] VERLINDEN, B. et al. Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials, Volume 11 (Pergamon Materials Series). Oxford : Elsevier, 2007.
[2] KOLLEROVÁ, M. et al. *Valcovanie*. Bratislava : ALFA, 1991.
[3] TAMURA, I. et al. Thermomechanical Processing of HSLA Steels. London : Butterworths, 1988.
[4] TUROŇ, R., DÄNEMARK, J., TUROŇOVÁ, P. Materiálově-technologický pohled na výrobu a zpracování bezešvých trubek pro zvláštní aplikace. *Hutnické listy*, 2011, 64, č. 4, s. 54-57.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.**


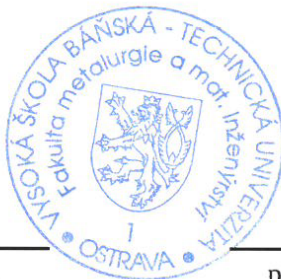
Konzultant diplomové práce: Ing. Rostislav Turoň

Datum zadání: 30.11.2015

Datum odevzdání: 22.04.2016



prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty

Zásady pro vypracování diplomové práce

I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání diplomové práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list | 6. Obsah DP |
| 2. Originál zadání DP | 7. Textová část DP |
| 3. Zásady pro vypracování DP | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 9. Přílohy |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 6) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 7) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury). V případě, kdy zadání DP vychází ze spolupráce se subjekty mimo VŠB -TU Ostrava a řešení studenta, týkající se citlivých dat spolupracujícího subjektu, je zpracováno v samostatné zprávě, tak zveřejněná část DP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran a celkový rozsah DP bude min. 45 stran.

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm, zarovnání do bloku. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno.

Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9). Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslvány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*

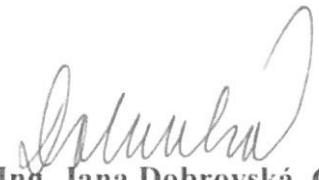
dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní DP také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem navazujícího magisterského studia Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2015/2016.

Ostrava 2. 11. 2015


Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 20.4.2016

.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

PODĚKOVÁNÍ

Velmi rád bych touto cestou poděkoval prof. Ing. Ivo Schindlerovi, CSc. za vedení při zpracování této práce a konzultantovi Ing. Rostislavu Turoňovi za jeho rady při realizaci této práce. Dále bych chtěl poděkovat pracovníkům TŽ a.s. – provozu Válcovna trub, úseku technologie výroby za významnou pomoc při zpracování experimentální části Diplomové práce.

ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá zkouškou řízeného válcování oceli S355 J2H na trati Velký Mannesmann a na laboratorní trati VŠB-TU Ostrava. V práci jsou vyhodnoceny výsledky tahových zkoušek, nárazové práce a metalografického šetření válcovaných trubek za tradičních a snížených teplot doválcování. V případě trati Velký Mannesmann jsou navíc zkoumány výsledky i po následné normalizaci na krokové peci.

Klíčová slova: Řízené válcování, doválcovací teplota, tahová zkouška, nárazová práce, metalografické šetření, Poutní válcování

ABSTRACT

The thesis deals with the test-controlled rolling steel S355J2H on line Big Mannesmann and laboratory of VSB TU Ostrava. In work are evaluated the results of tensile tests, the impact of the work and metallographic investigation of rolled tubes for traditional and reduced finishing rolling temperatures. In the case of the produce line Big Mannesmann are additionally examined the results and after a subsequent standardization on walking beam furnace.

Key words: Controlled rolling, finishing rolling temperature, tensile testing, impact of work, metallographic investigation, Pilgrim rolling

1. Úvod.....	3
2. Teoretický rozbor	4
2.1 Vysvětlení pojmu termomechanické válcování.....	4
2.2 Rozdělení termomechanického zpracování	4
2.2.1 Procesy řízeného tváření	5
2.3 Vývoj struktury při řízeném tváření.....	7
2.3.1 Rozpouštění karbidů a nitridů a růst zrna.....	7
2.3.2 Deformační zpevnění při termomechanickém tváření	7
2.3.3 Precipitační děje	9
2.4 Uzdravovací procesy.....	9
2.4.1 Dynamické zotavení.....	10
2.4.2 Dynamická rekrytalizace	10
2.4.3 Postdynamické uzdravování	11
2.5 Kinetika strukturních dějů.....	11
2.5.1 Vliv mikrolegujících prvků	11
2.5.2 Kinetika statické rekrytalizace	12
2.5.3 Růst zrna	13
2.5.4 Kinetika precipitace.....	14
2.6 Činitelé ovlivňující strukturu při tváření.....	15
2.6.1 Velikost deformace a historie tváření	15
2.6.2 Teplota tváření	15
2.6.3 Ochlazování po doválcování	16
2.7 Vliv prvků na výsledné mechanické a strukturní vlastnosti	16
3. Mechanické zkoušky.....	19
3. 1 Zkouška tahem	19
3. 2 Zkouška rázem v ohybu.....	23
4. Experimentální část	25
4.1 Cíle práce	25
4.2 Volba materiálu pro experiment	25
4.3 Válcování na trati Velký Mannesmann.....	25
4.3.1 Válcování trubek tloušťky stěny 10 mm	26
4.3.2 Válcování trubek tloušťky stěny 20 mm	28

4.3.3 Válcování trubek tloušťky stěny 30 mm	30
4.3.4 Válcování trubek tloušťky stěny 40 mm	32
4.4 Zkoušení mechanických vlastností	34
4.5 Experiment na laboratorní trati	34
5. Hodnocení a diskuze výsledků	39
5.1 Vyhodnocení mechanických a metalografických zkoušek experimentu na válcovací trati	39
5.1.1 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 10 mm.....	39
5.1.2 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 10 mm.....	42
5.1.3 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 20 mm.....	43
5.1.4 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 20 mm.....	46
5.1.5 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 30 mm.....	48
5.1.6 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 30 mm.....	51
5.1.7 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 40 mm.....	52
5.1.8 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 40 mm.....	55
5.1.9 Grafické hodnocení výsledků nárazové práce	55
5.2 Vyhodnocení mechanických a metalografických zkoušek experimentu na laboratorní trati	59
5.2.1 Hodnocení mechanických vlastností	59
5.2.2 Hodnocení nárazové práce	61
5.2.3 Hodnocení mikrostruktury.....	62
5.3 Diskuze výsledků	67
6. Závěr	70
Seznam použité literatury	71

1. Úvod

V současné době se většina kovových výrobků vyrábí pomocí konvenčního tváření a následného tepelného zpracování, čímž je možné dosáhnout požadované materiálové vlastnosti. Vzhledem ke zvýšení konkurenceschopnosti se neustále hledají způsoby, jak výrobu zefektivnit. Jedním ze způsobů, kterým lze uspořit čas a energii pro výrobu kovových výrobků je termomechanické tváření, které vhodnou kombinací teplotních a deformačních podmínek umožňuje dosažení požadovaných strukturních a mechanických vlastností bez následného tepelného zpracování. Zavádění těchto postupů do běžné výroby je umožněno zejména díky prohlubování podvědomí o možnostech ovlivňování struktury materiálu při termomechanickém zpracování, rozšiřujícím se možnostem matematického modelování tvářecích procesů, které se významně zrychlilo s vývojem výpočetní techniky [1].

Pomocí termomechanického tváření je dosahováno specifické předdefinované mikrostruktury, která zajišťuje u výrobku požadované mechanické a fyzikální vlastnosti. Při termomechanickém tváření se v materiálu uplatňují mechanismy, jako jsou dislokační skluz a šplh, rekrytalizace, růst zrna, fázová transformace, precipitace a hrubnutí částic. Většina těchto strukturních změn se v materiálu objevuje v průběhu deformace "dynamicky" nebo po deformaci "staticky" [1; 2].

Vzhledem ke zvyšujícím se požadavkům zákazníků na mechanické vlastnosti trubek při omezeném chemickém složení (snižující se uhlíkový ekvivalent C_{eq}) je válcování za řízených teplot jednou z možných cest jak požadovaných vlastností dosáhnout. Pro řízené válcování jsou vhodné využít oceli mikrolegované V, Nb či Ti, jelikož tyto prvky mohou v oceli při vhodně zvolených teplotně-deformačních podmínkách vyvolat strukturní jevy, které významně ovlivní konečné vlastnosti tvářeného materiálu [2; 3].

Ačkoliv jsou obecné podmínky řízeného válcování známy, nelze je snadno aplikovat na jakékoliv válcovenské zařízení. V této diplomové práci je popsán způsob, kterým jsme zkusili aplikovat podmínky řízeného válcování na trati Velký Mannesmann, konkrétně aplikovat válcování za řízených teplot na zařízení poutnické stolice.

2. Teoretický rozbor

2.1 Vysvětlení pojmu termomechanické válcování

Termomechanické tváření je vlastně řízení celkových výrobních podmínek k dosažení požadovaného konečného strukturního stavu materiálu. Zahrnuje zejména chemické složení oceli, termomechanické a časové parametry tváření (velikost deformace, tvářecí teplota, deformační rychlost, apod.), případně i parametry ochlazování. Zjednodušeně lze interpretovat i takto: „Termomechanické válcování je válcování, při kterém je poslední úběr prováděn v určitém teplotním intervalu což zajistí splnění požadovaných materiálových a strukturních vlastností bez následného tepelného zpracování.“ Množství oceli, které se ročně zpracovává, termomechanickými způsoby tváření se neustále zvyšuje. Jedním z důvodů zavádění těchto způsobů tváření je nesporná úspora nákladů na výrobu, jelikož díky této technologii leze u určitých materiálů vyřadit následné tepelné zpracování, což vede k energetické i časové úspoře výroby [2].

2.2 Rozdělení termomechanického zpracování

Termomechanickým tvářením se „produkuje“ předem definovaná specifická mikrostruktura tvářeného materiálu, zaručující jednotlivé mechanické a fyzikální vlastnosti. Při termomechanickém tvářením jsou uplatňovány mezi jinými tyto základní mechanismy strukturních změn:

- dislokační skluz a šplh,
- rekrytalizace,
- růst zrna
- precipitace,
- hrubnutí částic,
- fázová transformace.

Většina těchto strukturních změn se projevuje dynamicky tj. v průběhu deformace nebo staticky, tj. po deformaci. Tyto strukturní změny jsou ovlivňovány termomechanickými veličinami, jako jsou deformační rychlost, deformace, teplota tváření či deformační historie. Vliv každé z těchto veličin lze zkoumat samostatně, přesto nelze zcela zanedbat jejich vzájemnou interakci, která se projevuje během reálného procesu tváření. V oblastech

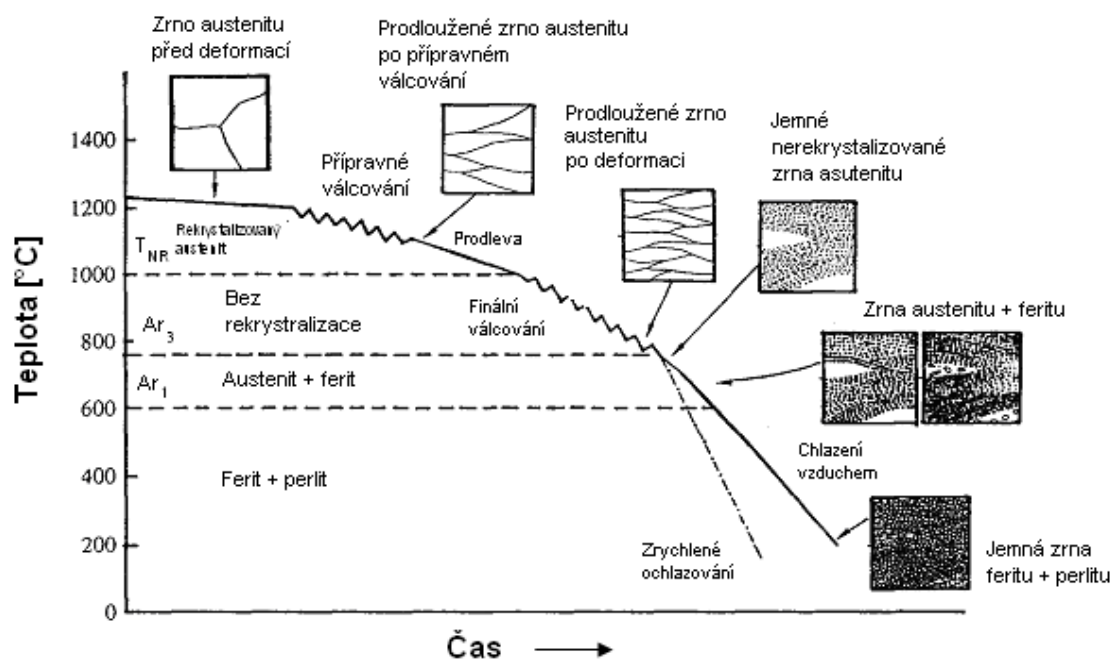
vysokých deformací, relativně vysokých teplot a vysokých deformačních rychlostí je tato problematika zatím velkou neznámou [1; 4].

2.2.1 Procesy řízeného tváření

Termomechanickým zpracováním dochází ke zjemňování sekundárního zrna, které se transformuje z deformovaného austenitu. Většinou se využívá brzdění rekrytalizace austenitu pomocí mikrolegujících prvků, které vytváří precipitáty v tuhém roztoku. Těchto jevů se využívá při následně popsanych způsobech řízeného válcování.

2.2.1.1 Konvenční řízené válcování neboli Conventional Controlled Rolling (CCR)

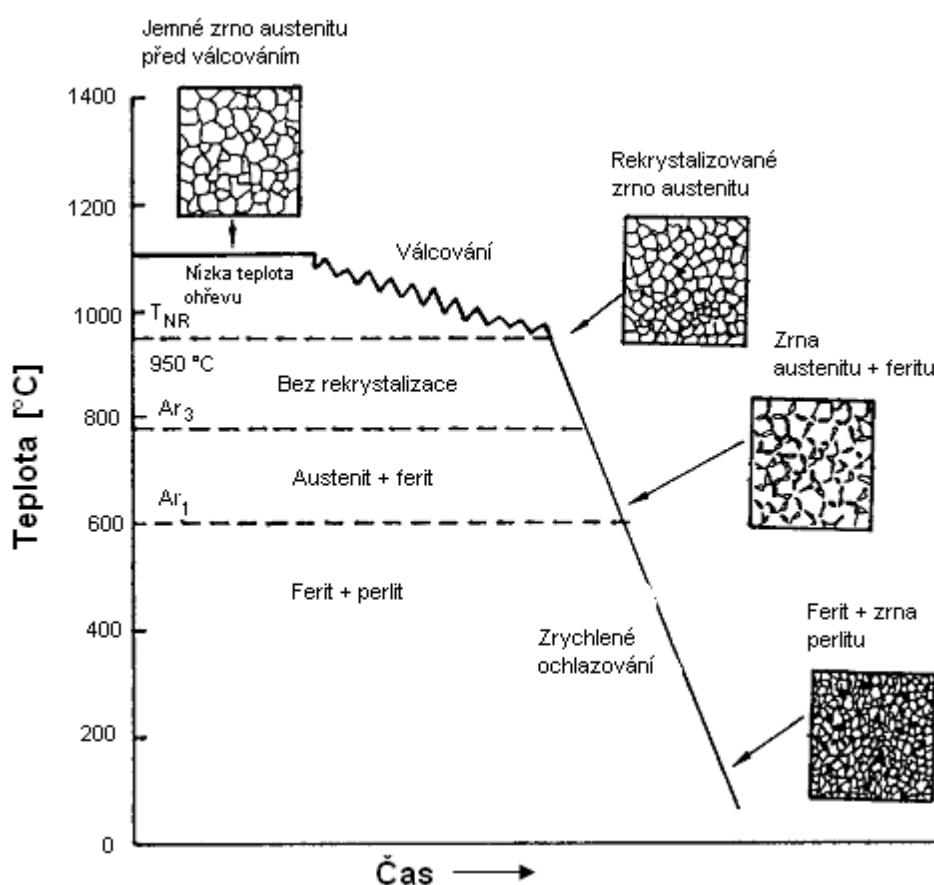
Spočívá v ohřevu materiálu a následném válcování při teplotách obvyklých pro konvenční tváření tj. v rozsahu cca 1000-1100 °C. Poslední úběry jsou po té prováděny v teplotní oblasti 800 – 900 °C, pod hranici teploty nulové rekrytalizace (TNR). V okamžiku kdy je statická i dynamická rekrytalizace předbívána napětově-indukovanou precipitací, dochází ke zpevňování materiálu mezi jednotlivými průchody. Střední přirozený deformační odpor výrazně roste se snižující se teplotou. Takto je vyvoláváno vysoké deformační zatížení pro dané teploty z důvodu výskytu vysokých hustot dislokací. Výsledkem bývá dosažení jemnozrnné feritické mikrostruktury, vznikající rekrytalizací austenitu mezi jednotlivými úběry. To je umožněno díky výskytu vysokého specifického povrchu plochých austenitických zrn před transformací. Tímto způsobem se snadno dosahuje velikosti feritických zrn 5-8 μm (dle ASTM velikost 10-12). Schematicky je proces CCR zobrazen na **Obr. 1** [1; 2; 4].



Obr. č. 1 Schématické znázornění procesu CCR [4]

2.2.1.2 Rekrystalizací řízené válcování neboli Recrystallization Controlled Rolling (RCR)

V případě že nelze využít metody konvenčně řízeného válcování, např. při válcování tlustých plechů nebo trubek s velkou tloušťkou stěny je potřeba využít jiného způsobu dosažení jemnozrné struktury. Těto lze dosáhnout pomocí řízení rekrystalizace při teplotě nad 900 °C. Pro úspěšné provedení procesu musí být splněny dvě podmínky. První podmínkou je dostatečně rychlá rekrystalizace, čehož se dosahuje pomocí legování Vanadem. Vanad způsobuje zjemnění zrna snižováním mobility hranic zrn v průběhu rekrystalizace ovšem bez jejího úplného zastavení. Druhou podmínkou je zabránění růstu zrna po každé proběhlé rekrystalizaci. Z tohoto důvodu se oceli legují malým množstvím Ti okolo 0,01% Ti tvoří jemnozrné částice TiN. Jestliže mají tyto částice vhodnou velikost a frekvenční distribuci, mohou účinně bránit růstu austenitického zrna po každém cyklu rekrystalizace. Jemné austenitické zrno je po té transformováno do malých feritických zrn v rozmezí 7-10 μm, zpravidla při použití zrychleného ochlazování. Tento způsob válcování vede ke zlepšení mechanických vlastností takto vyráběných ocelí [1; 2; 5].



Obr. č. 2 Rekrystalizací řízené válcování [4]

2.2.1.3 Dynamickou rekrytalizací řízené válcování neboli Dynamic Recrystallization Controlled Rolling (DRCR)

Tento způsob válcování se uplatňuje v případě krátkých prodlev mezi jednotlivými úběry, nízké tvářecí teplotě a nedostatku času pro konvenční rekrytalizaci během pauz mezi úběry. Uplatňuje se zde dynamická rekrytalizace zahrnující nukleaci a růst nových zrn během deformace. Pro vznik dynamické rekrytalizace je nutná dostatečná deformace, která umožní kompletní rekrytalizaci mikrostruktury přes průřez materiálu. Pro stanovení míry dostatečné deformace pro vyvolání dynamické rekrytalizace lze uplatnit plastometrické zkoušky, tlakové nebo krutové [1; 4].

2.3 Vývoj struktury při řízeném tváření

2.3.1 Rozpouštění karbidů a nitridů a růst zrna

Při ohřevu na tvářecí teploty je potřeba převést maximální množství precipitátů do tuhého roztoku a zároveň nepřekročit podmínky pro umožnění kritického růstu zrna. Rozpustnost precipitátů ovlivňují i další příměsi v oceli, zejména Mn a Si. Vlastní rozpustnost precipitátů lze stanovit z rovnic. Růst zrna ovlivňuje obsah příměsí v tuhém roztoku a rovněž částice druhé fáze. Ty snižují plochu hranic zrn a tyto hranice ukotvují. V případě, že oceli obsahují karbonitridy Ti, Nb, V a AlN, zůstává austenitické zrno jemné (20 až 40 μm) až do kritické teploty. Nad kritickou teplotou vzniká směs jemných a hrubých zrn, která je postupně nahrazována rovnoměrnou hrubozrnnou strukturou s velikostí zrna cca 150 μm . Kritická hodnota teploty pro hrubnutí austenitického zrna závisí především na množství a disperznosti precipitátů. Při kritické teplotě lze stanovit množství precipitátů v objemové jednotce n_{kr} dle vzorce [1; 2]:

$$n_{kr} = \frac{3}{2} - \frac{2}{\sigma_h} \cdot \frac{1}{8d_0} \cdot \frac{4\pi^{2/3}}{3\bar{r}} \quad (1)$$

kde d_0 [μm] je velikost zrna, σ_h [-] je faktor heterogenity, \bar{r} je střední objem částic.

2.3.2 Deformační zpevnění při termomechanickém tváření

Materiál se zpevňuje při řízeném tváření množstvím energie vložené do materiálu při plastické deformaci. Deformační zpevnění je potom důsledkem zvýšení potřebného napětí pro umožnění pohybu dislokací při plastické deformaci. Tento nárůst je způsoben blokováním jejich pohybu z důvodu přítomnosti překážek např. precipitátů nebo hranic zrn. Energie

vrstevné chyby pro daný materiál, určuje, které dislokace jsou rozštěpeny na vrstevné chyby v jednotlivých skluzových rovinách. V závislosti na energii vrstevné chyby je možné dělení vývoje deformačního napětí do čtyř stádií:

stádium 1: pohyb dislokací je omezen skluzovými rovinami, nedochází k vzájemné interakci mezi dislokacemi z jiných skluzových rovin. Rychlost deformačního zpevnění je tudíž velmi nízká. U komerčních polykrystalických materiálů je stádium 1 zanedbatelné, jelikož je pohyb dislokací omezen hranicemi zrn, u kterých se dislokace obvykle hromadí. Odpor k překonání těchto hranic můžeme vyjádřit upraveným Hall-Petchovým vztahem:

$$\sigma(D) = \sigma_{\infty} + k_1 D^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

kde σ_{∞} [MPa] je deformační napětí pro velmi velké zrno, D [μm] je velikost zrna, koeficient k_1 [MPa.m^{1/2}] obvykle nabývá hodnot 0,7 pro uhlíkovou ocel, 0,2 až 0,4 pro kovy s HTU mřížkou, 0,07 až 0,1 pro Cu a Al.

stádium 2: dochází k vzájemné interakci dislokací na různých skluzových rovinách, což způsobuje rychlé násobení dislokací a tím vysokou téměř konstantní rychlost zpevnění. U kovů s nízkou energií vrstevné chyby dochází k tvorbě 3D polí, tzv. Taylorova síť. U kovů s vysokou energií vrstevné chyby k rozvoji dislokačních spleť, které často zaujímají buněčné uspořádání. Obvyklé hodnoty deformací pro toto stádium jsou 0,05 - 0,2.

stádium 3: v tomto stádiu se průběh křivky deformace stává parabolickým, deformační zpevnění klesá až k hodnotám o řád nižším než v předchozím stádiu. Proces násobení dislokací je totiž vyvažován procesem anihilace, což je vlastně zotavení v důsledku lokalizovaného příčného skluzu, šplhu nebo vzájemného vyrušení dislokačních segmentů opačného znaménka. Rozvoj mikrostruktury směřuje k jasně definované buněčné substruktuře jejichž stěny tvoří dislokace. Dochází k výraznému snížení hustoty dislokací uvnitř buněk. Buněčné stěny existují nejdříve jako komplex spleť dislokací, které se v dalším průběhu ztenčují, vzdálenost jednotlivých dislokací se zmenšuje. Dochází rovněž k nárůstu misorientace jednotlivých buněk z hodnoty 1° na hodnoty 3° a více. Stádium 3 probíhá při deformacích okolo 1 [1; 8].

stádium 4: Při deformacích vyšších než 1 dochází k rozdrobení velkého množství zrn do formy pásů různých orientací, které rozdělují přechodové zóny a hranice zrn. Mikropásky mají většinou orientaci souhlasnou se směrem válcování. Při velmi vysokých deformacích potom

přecházejí do lamelární struktury, kterou tvoří disorientované mikropásky paralelní se směrem válcování. Rychlost deformačního zpevnění je v tomto stádiu nízká, nicméně zůstává téměř konstantní, což umožňuje nárůst deformačního napětí i při velmi vysokých deformacích [2].

2.3.3 Precipitační děje

Deformací způsobené poruchy podporují difuzi mikrolegur a rovněž nukleaci částic precipitátů. Tím se urychluje kinetika precipitace, v tomto případě deformací indukovaná precipitace. Plastická deformace navíc snižuje rozpustnost mikrolegujících prvků, což také vede k urychlení precipitace. Deformací indukovaná precipitace, která probíhá během řízeného válcování, významně ovlivňuje průběh uzdravovacích procesů. Hrubé, nerozpuštěné částice, přítomné před deformací, koncentrují ve svém okolí deformaci a tím urychlují rekrystalizaci. Naopak deformací indukované precipitáty způsobují výrazné brzdění rekrystalizace. Toto brzdění způsobují rovněž atomy mikrolegur přítomné v tuhém roztoku. Rozdíl ve velikosti a elektronové struktuře atomů mikrolegur a matrice podporuje jejich vylučování v oblasti vrstevných chyb, což vede ke změně energie vrstevné chyby. Tím je způsobeno brzdění dislokací což vede k pomalejší nukleaci zárodků rekrystalizace. Brzdící účinek deformací indukovaných precipitátů na kinetiku rekrystalizace lze vysvětlit zejména tím, že k precipitaci dochází přednostně na subhranicích deformovaného austenitu. Nejúčinnější brzdou pohybu hranic zrn při rekrystalizaci jsou velmi jemné precipitáty o průměru do 6 nm. Kinetiku precipitace v austenitu i feritu lze obecně vyjádřit ARA diagramem. Teplota T_0 , je teplotou při které se protínají křivky pro vylučování karbonitridů Nb a Fe_3C . Při teplotách pod A_{r1} , ale nad T_0 je vznik Fe_3C nepravděpodobný, jelikož mu předchází precipitace Nb (CN). Při teplotách pod T_0 je schopnost difuze Nb ve feritu, jako řídicího mechanismu precipitace na fázovém rozhraní γ/α nižší, Nb (CN) se vylučuje nerovnoměrně v celém objemu. Při tváření v oblasti mezi A_{r3} a A_{r1} se vylučují precipitáty v souběžných vrstvách. To je přisuzováno precipitaci na rozhraní γ/α při transformaci. Tyto precipitáty nemají významný vliv na zvýšení pevnosti [1; 2; 6; 7].

2.4 Uzdravovací procesy

Při plastické deformaci obecně dochází ke zpevňování tvářeného materiálu, který se snaží snížit v něm nahromaděnou energii na výchozí úroveň. Tyto procesy se nazývají uzdravovací. Mezi jejich hlavní projevy patří snižování hustoty dislokací. Z hlediska času dělíme tyto uzdravovací procesy na dynamické, uzdravování probíhá přímo během vlastní deformace, nebo postdynamické, které startuje až po ukončení deformace. K uzdravení za

nízkých teplot nemusí mít materiál dostatečné množství vnitřní energie a proto je jej nutno ohřát, např. rekrystalizačně vyžítat po válcování za studena.

Uzdravovací procesy dále dělíme nikoliv podle doby průběhu, ale podle způsobu uzdravování deformované struktury. Existují dva základní typy uzdravování a to zotavení a rekrystalizace. Zatím co při zotavení dochází k snižování hustoty dislokací např. pomocí anihilace, dochází k přeskupení dislokací a vzniku subzrn (tzv. polygonizace), při rekrystalizaci vznikají zcela nová zrna shodné fáze a to především nukleací zárodků a jejich dalším růstem. K tomu je ovšem zapotřebí dosažení jisté kritické deformace, zajišťující dostatečnou energii pro aktivaci toho uzdravovacího procesu [1; 8; 9].

2.4.1 Dynamické zotavení

Při zotavení dochází k uzdravování struktury bez vzniku zárodků nových zrn. Jedná se například o anihilaci bodových poruch (vakance, interstice) pomocí difuze nebo vzájemnou anihilaci dislokací opačného znaménka, jenž se při vzájemném kontaktu eliminují. Případně uspořádávání volných dislokací do dislokačních stěn, tvořících subhranice nových subzrn tzv. polygonizací. Těmito procesy dochází ke snížení vnitřní energie materiálu. Tento způsob uzdravování struktury ovšem nezaručuje dokonalé [8;16].

2.4.2 Dynamická rekrystalizace

Dynamická rekrystalizace je základním mechanismem odpevňování (změkčování) u kovů a slitin vykazující nízkou energii vrstevných chyb. Při tomto procesu změkčování dochází ke vzniku nukleací zárodků nových zrn stejné fáze, které potom dále rostou. Tímto mechanismem dochází k odstranění zpevnění a zlepšují se plastické vlastnosti materiálu. Zárodky nových zrn vznikají koalescencí subzrn. Nové zárodky vznikají zejména v místech s vyšší energií mřížky, což bývají většinou hranice původních zrn a tzv. deformační pásy. Jako zárodky rekrystalizace mohou posloužit případně také cizí částice, například hrubozrnné nerozpustné precipitáty. K popisu rychlosti dynamické rekrystalizace se místo času často využívá velikost deformace. Podíl dynamicky rekrystalizované struktury X_{DRX} lze poté vyjádřit:

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[B \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^k \right] \quad (3)$$

kde B je materiálová konstanta, ε_c [-] je kritická deformace nutná k vyvolání dynamické rekrytalizace a ε_p [-] je píkova deformace [13; 16].

2.4.3 Postdynamické uzdravování

Postdynamické uzdravovací procesy lze rozdělit na:

- statické zotavení,
- metadynamickou rekrytalizaci
- a statickou rekrytalizaci.

Při statickém zotavení dojde pouze k částečnému uzdravení (odpevnění) deformované struktury. V případě překročení určité hodnoty deformace, nutné k vyvolání statické rekrytalizace dochází k úplnému uzdravení deformované struktury, kombinací statického zotavení a statické rekrytalizace. Inkubační doba těchto procesů je tím kratší, čím je větší deformace. Pro vznik metadynamické rekrytalizace jsou nutná přítomnost dynamicky rekrytalizovaných zrna při tváření. Tato zrna se stávají zárodky pro růst nových zrn při metadynamické rekrytalizaci, jenž nevyžaduje žádnou inkubační dobu a její průběh je až o řád rychlejší než u rekrytalizace statické. Proto jí předbývá [2; 8; 9].

2.5 Kinetika strukturních dějů

2.5.1 Vliv mikrolegujících prvků

Mikrolegující prvky velmi účinně brzdí uzdravovací procesy a to jak svou přítomností v tuhém roztoku, tak především výskytem v jemně disperzních precipitátech. Nejúčinnější bývají precipitáty velikostí okolo 5 nm, vyloučené na hranicích subzrn. Vzhledem k tomu, že precipitáty mají za vyšších teplot (nad 1000 °C) sklony rychle hrubnout, ztrácejí svůj brzdící vliv na kinetiku uzdravovacích procesů. Nejúčinnějšími legujícími prvky, jenž zbrzdí uzdravovací procesy jsou v tomto pořadí : Nb-Ti-Al-V. Niob i titan jsou účinné i při malém obsahu pro Nb do 0,04%, titan do obsahu 0,10 až 0,15 %. Vyšší obsah už jejich účinnost nemění [1; 5].

Následkem brzdících účinků mikrolegur je rekrytalizace převládajícím uzdravovacím mechanismem do teploty 950 až 1000 °C. Za nižších teplot je rekrytalizace zabrzděna, takže rozhodujícím uzdravovacím procesem je zotavení. Dynamické zotavení probíhá za vysokých teplot současně s dynamickou rekrytalizací. Hodnotu ε_{pik} pro vznik dynamické rekrytalizace lze vyjádřit vztahem (4).

$$\varepsilon_{pik} = A \cdot Z^m \cdot d_0^n \quad (4)$$

kde A , m , n jsou konstanty, d_0 [μm] velikost zrna a Z [s^{-1}] je Zener-Hollomonův parametr

Vliv mikrolegovacích prvků v tuhém roztoku na brzdění dynamické rekrytalizace lze vyjádřit pomocí parametru SRP (soluble retardation parameter)

$$SRP = \log \frac{t_x}{t_{ref}} \cdot \frac{0,1}{at.x} \cdot 100 \quad (5)$$

kde t_{ref} , t_x [s] jsou časy potřebné pro vznik dynamické rekrytalizace v referenční oceli a v oceli obsahující prvek x [hm. %]

S rostoucí deformační rychlostí vzrůstá rovněž účinek mikrolegujícího prvku podle vzorce

$$SRP(\dot{\varepsilon}_1) = SRP(\dot{\varepsilon}_2) \cdot \log \frac{\dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2} \quad (6)$$

kde $\dot{\varepsilon}_1$ a $\dot{\varepsilon}_2$ [s^{-1}] jsou deformační rychlosti.

Kinetiku dynamické rekrytalizace urychluje vyšší teplota, velikost deformace, snížená velikost zrna a velikost deformační rychlosti. Dynamická rekrytalizace zjemňuje zrno, pokud nemá možnost dalšího růstu, zkracuje se inkubační doba pro statickou rekrytalizaci. Ve stádiu dovalcování je proto nutné vyloučit možnost vzniku dynamické rekrytalizace [1; 7].

2.5.2 Kinetika statické rekrytalizace

Základem pro stanovení podílu rekrytalizované struktury X jako funkce času t je Avramiho rovnice (7), tato popisuje křivku rekrytalizace na základě dvou parametrů.

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5x}} \right)^k \right] \quad (7)$$

Exponent k , dosahuje obvykle hodnoty mezi 1 až 2, nebývá citlivý na deformační parametry, naopak čas pro dosažení 50% rekrytalizovaného podílu $t_{0,5}$ [s] se mění v širokých mezích a je významně závislý na podmínkách probíhající deformace. Kvantitativní popis hodnoty $t_{0,5}$ se uvádí v závislosti na změnách tvářecích parametrech. Ze základního fyzikálně - metalurgického přístupu je známo, že kinetika rekrytalizace závisí na mobilitě

hranic zrn, hustotě nukleacích míst a hnací síle pro růst. Mimo jisté teplotní závislosti, však teorie nedokáže přesněji definovat vliv ostatních parametrů, a proto se používají upravené fyzikální rovnice v podobě konstitutivní rovnice. Např. pro Nb mikrolegovanou ocel byla sestavena rovnice pro stanovení času počátku statické rekrytalizace, Nb je rozpuštěn v tuhém roztoku, označený jako $t_{0,05x}$ v podobě:

$$t_{0,05x} = 6,75 \cdot 10^{-20} d_0^2 \varepsilon^{-4} \exp\left(\frac{300000}{RT}\right) \exp\left[\left(\frac{2,75 \cdot 10^5}{T}\right) - 185[Nb]\right] \quad (8)$$

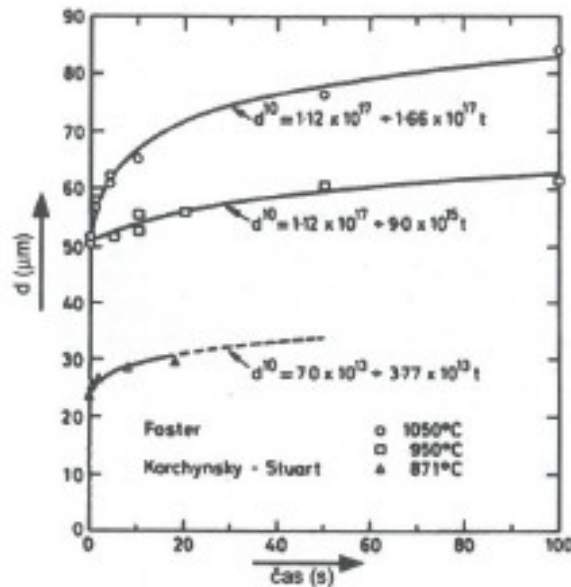
Tato rovnice je platná pro deformace $\varepsilon[-]$ menší než je potřeba pro počátek dynamické rekrytalizace. Je kompatibilní svým tvarem s rovnicemi navrženými pro C-Mn ocel s obsahem do 0,04% Nb, velikostí zrna $d_0 [\mu\text{m}]$ a obsahem Nb [hm. %] v hmotnostních procentech. R je molární plynová konstanta ($8,314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$). Teplota T se udává v této rovnici v [K]. Tato rovnice platí pouze v případech kdy je deformace menší než kritická, vznikají při ní jen malá rekrytalizovaná zrna na hranicích původních zrn, což jsou nejvýhodnější potencionální místa pro započetí statické rekrytalizace. Poskytují pouze malé množství zárodků pro dynamickou rekrytalizaci, která s postupnou deformací nadále probíhá. To vede ke zkracování limitu pro start statické (nebo metadynamické) rekrytalizace. Velikost kritické deformace je důležitou hodnotou pro stanovení teploty nulové rekrytalizace T_{nr} při absenci precipitace [1; 6; 8].

2.5.3 Růst zrna

Po ukončené rekrytalizaci nastupuje v relativně krátkém čase růst zrna. Pro časovou závislost velikosti rekrytalizovaného zrna lze odvodit vztah v podobě (9).

$$d^n = d_{rex}^n + A \cdot t \cdot \exp\left(\frac{-Q_{gg}}{RT}\right) \quad (9)$$

Skutečná hodnota exponentu n je obvykle vyšší než předpokládaná hodnota 2. Na obrázku č. 3 popisuje experimentální údaje pro časy 100s exponent $n=10$. Rovněž exponent $Q_{gg} [\text{J}]$ je obvykle mnohem vyšší než očekávaná hodnota pro difúzně kontrolovanou migraci hranic zrn. R je opět molární plynová konstanta, teplota T je udávána v [K]. $d_{rex} [\mu\text{m}]$ je velikost zrekrystalizovaného zrna.



Obr. č. 3 Růst zrna jako funkce času po úplné statické rekrystalizaci [2]

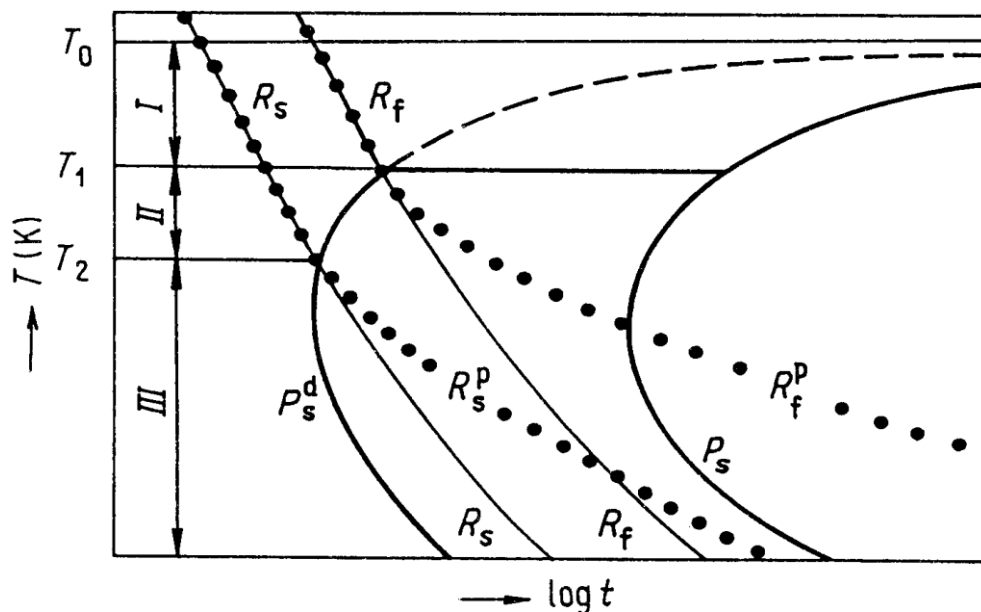
2.5.4 Kinetika precipitace

Základem již dříve zmiňovaného konvenčně řízeného válcování je oddálená rekrystalizace díky probíhající napětově-indukované precipitaci. Z pohledu simulace je právě počátek napětově-indukované precipitace rozhodující pro určení, který mechanismus uzdravování můžeme očekávat. Spojením teorie a praxe lze uvést rovnici typu (10).

$$t_{0,05} = 3 \cdot 10^{-6} \varepsilon^{-1} Z^{-0,5} [Nb]^{-1} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left[\frac{2,5 \cdot 10^{10}}{T^3 (\ln k_s)}\right] \quad (10)$$

Tato empirická závislost je sice fyzikálně opodstatněná, zejména nahrazením deformační rychlosti parametrem $Z [s^{-1}]$, je ovšem platná pouze pro deformace $\varepsilon [-]$ menší než je kritická pro start dynamické rekrystalizace. k_s je materiálová konstanta. Teplota T je v [K].

Při spojení rovnic (9) pro start dynamické rekrystalizace a (10) pro start napětově-indukované precipitace, lze sestavit graf uvedený na obrázku č. 4. Průsečíky jednotlivých křivek definují body označené jako teplota zastavení rekrystalizace (tzv. Recrystallization Stop Temperature - RST). V dřívějších analýzách dat pro rekrystalizaci po jednom průchodu se ukázalo, že rekrystalizace je pouze zbrzděná, ale ne zastavena, čímž se vysvětlovalo hrubnutí precipitátů s časem. Ve skutečných reálných tvářecích pochodech je při následných úběrech pod RST rekrystalizace zastavena, což umožňuje vznik dalších jemných precipitátů.



Obr. č. 4 Interakce deformací indukované precipitace [1]

2.6 Činitelé ovlivňující strukturu při tváření

2.6.1 Velikost deformace a historie tváření

V průmyslové praxi probíhá tváření většinou sérií opakovaných menších úběrů, v jejichž časových prodlevách dochází k částečnému (méně příznivé) nebo úplnému uzdravení deformované struktury. Dochází tím k postupnému zjemňování zrna a rovněž je tím bráněno mikrotrhlinám v jejich šíření po hranici zrn. Při nedokonalém uzdravení mezi úběry dochází ke vzniku heterogenní struktury. Z výš popsaného jasně vyplývá, že materiálu není lhostejné, zda je tvářen jednou velkou deformací nebo postupně několika dílčími úběry. Časová posloupnost a velikost jednotlivých úběrů v kombinaci s teplotním průběhem tváření tvoří deformační historii. Vhodným řízením lze příznivě ovlivnit výsledné užité vlastnosti tvářeného materiálu.

2.6.2 Teplota tváření

Obecně lze tvrdit, že se zvyšující teplotou klesají deformační odpory a tím se zlepšuje tvařitelnost materiálu, i proto se většina procesů tváření odehrává za tepla. Se zvyšující se teplotou roste pohyblivost dislokací a atomů, zrychluje se difúze a tím i uzdravování. Materiál ovšem nelze nahřívat bez omezení. Po překročení optimálních teplot dochází u materiálu k prudkému poklesu tvařitelnosti vlivem dvou možných jevů. Prvním jevem je přehřátí oceli, čímž se rozumí abnormální zhrubnutí zrna, ocel lze za jistých podmínek tvářet. Druhým

potom spálení oceli, kde již dojde k natavení hranic zrn a jakýkoliv pokus o plastickou deformaci je nemožný z důvodu rozpadu materiálu na jednotlivá zrna. Pro válcování oceli tudíž volíme teploty tak, aby k nežádoucím jevům nedocházelo. Tvářecí teplota se většinou pohybuje v intervalu mezi teplotou solidu a teplotou nulové rekrytalizace [8,13].

2.6.3 Ochlazování po doválcování

Vhodnou volbou režimu ochlazování lze do značné míry ovlivnit výsledné strukturní a mechanické vlastnosti vývalků. Podle zvolené rychlosti ochlazování a intervalu teplot, v níž ochlazování probíhá lze v materiálu měnit podíl jednotlivých fází, čímž lze ovlivnit výslednou pevnost, tvrdost a zároveň nepřijít o houževnaté vlastnosti, a to i bez významného množství legujících prvků. Optimální volbou teplot a rychlostí ochlazování lze dosahovat požadovaných vlastností i bez následného tepelného zpracování [2; 17].

2.7 Vliv prvků na výsledné mechanické a strukturní vlastnosti

Strukturní stav i materiálové vlastnosti oceli jsou do značné míry ovlivňovány jejím chemickým složením. V následujícím popisu rozebereme vliv prvků obsažených v naší vybrané oceli:

Uhlík (C)

Je prvek, který zásadním způsobem ovlivňuje tvářecí teploty, strukturu a mechanické vlastnosti. Vyšší obsahy uhlíku snižují interval tvářecích teplot. Dochází k poklesu přirozeného deformačního odporu. Oceli obsahující 0,3% uhlíku a více jsou vhodné pro kalení.

Mangan (Mn)

Je austenitotvorný prvek, pomáhá odstraňovat křehkost za tepla (snižuje nebezpečí lomu za červeného žáru). Je v oceli dobře rozpustný, u konstrukčních ocelí se leguje řádově v procentech. Snižuje ovšem teplotní vodivost (zvyšuje dobu nutných prodlev na teplotě ohřevu) a citlivost k přehřátí. Mangan jakožto prvek zvyšuje prokalitelnost, obrobitelnost, meze kluzu a pevnosti výrobku. Kladně ovlivňuje tvařitelnost a svařitelnost, ale naopak snižuje elektrickou vodivost a zvyšuje koeficient tepelné roztažnosti. Vyšší obsah manganu podporuje šíření oceli. Pokud je v oceli obsah manganu vyšší než 18%, stává se materiál nemagnetický [10].

Křemík (Si)

Je běžně využíván jako desoxidovadlo. Silně feritotvorný prvek, který zvyšuje mez kluzu a pevnosti, žáruvzdornost, odolnost proti opotřebení, mez únavy. Zvyšuje také prokalitelnost a odolnost proti popouštění. Jeho využití je zejména u pružinových ocelí pro svou schopnost zvyšovat mez pružnosti. Na druhou stranu snižuje elektrickou vodivost a při obsahu nad 1% snižuje svařitelnost.

Fosfor (F)

Je silně feritotvorný, v tuhém roztoku ovšem nemá podstatný vliv na tvařitelnost za tepla. Může být ovšem nebezpečný vznikem lokálního feritu v austenitické struktuře, podporuje vznik nízkotajících eutektik. Za studena zpevňuje tuhý roztok a vede ke zkřehávání

Síra (S)

Je nežádoucí prvek v oceli a její obsah by se měl pohybovat v rozmezí 0,001 – 0,01 hm. %. Může způsobovat lámavost za tepla především vazbou na nízkotající sulfidy, oxisulfidy a eutektika. Snižuje korozivzdornost, svařitelnost a houževnatost. Má kladný vliv na zvýšení obrobitelnosti, a proto se do některých ocelí přidává úmyslně. Tyto oceli mají obsah síry do 0,4 hm. %.

Chrom (Cr)

Je feritotvorný a karbidotvorný prvek, jeho karbidy zvyšují odolnost proti tečení u creepových ocelí. Zpevňuje materiál a zvyšuje jeho deformační odpor. Snižuje rekrytalizační schopnost materiálu. Zvyšuje prokalitelnost, pevnost v tahu za vysokých teplot, odolnost vůči korozi. Naopak snižuje tepelnou a elektrickou vodivost, svařitelnost, a dále také teplotní roztažnost. U korozivzdorných ocelí se obsah chromu pohybuje okolo 13%.

Hliník (Al)

Je to feritotvorný prvek, který se podobně jako křemík používá jako desoxidovadlo i legující prvek. Při nízkých obsazích napomáhá ke zjemnění zrna. Zvyšuje odolnost proti stárnutí, snižuje tvařitelnost.

Dusík (N)

Dusík je silně austenitotvorný. S řadou prvků (např. V, Ti, Nb) vytváří nitridy zjemňující zrna a zároveň precipitačně zpevňují, brzdí rekrystalizaci a tím zhoršují tvařitelnost.

Mikrolegující prvky (V, Ti, Nb)

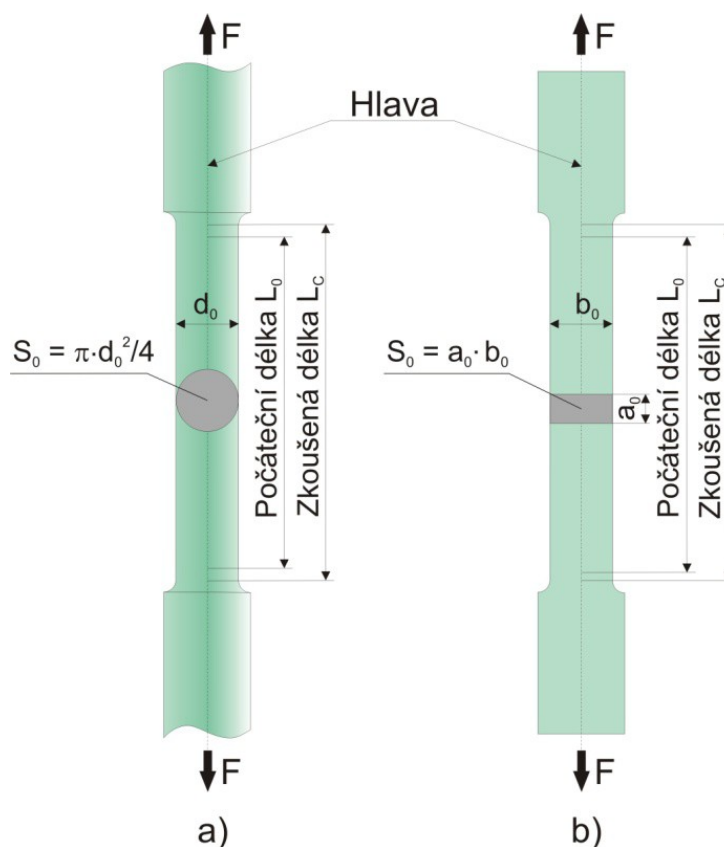
Mikrolegující prvky vytváří nitridy, karbidy či karbo-nitridy, jsou v ocelích dodávány v malých množstvích (tisícinách až desetinách hm. %). Zpevňují materiál precipitačně, ovlivňují rekrystalizační procesy v konstrukčních mikrolegovaných ocelích. Legování vanadem umožňuje dosahování potřebné úrovně houževnatosti i za vyšších teplot doválcování, což umožňuje použití nižších válcovacích sil. Nepříznivý vliv vanadu je zvyšování křehkosti za tepla. Nejběžnější množství vanadu jakožto mikrolegujícího prvku je obsah 0,05 - 0,2 hm. %. Titan zachovává i při teplotě ohřevu okolo 1150°C jemnozrnnou austenitickou strukturu. Díky své velké afinitě ke kyslíku se používá rovněž jako dezoxidovalo. Pro využití při řízeném válcování se velmi dobře projevuje Nb, jelikož i při malém obsahu do 0,04 % velmi účinně brzdí rekrystalizaci a to i u vyšších teplot než V a Ti [2].

3. Mechanické zkoušky

3.1 Zkouška tahem

Jednou ze základních zkoušek ověřující mechanické vlastnosti materiálu je zkouška tahem. Jde o statickou zkoušku, v jejímž průběhu dochází k postupnému zatěžování zkušebního tělíska ve zkušebním stroji. Tělísko je zatěžováno předepsanou silou konstantní rychlostí až do přetržení. V průběhu zkoušky je zaznamenána závislost působící síly F [N] na celkovém (absolutním) prodloužení ΔL [mm]. Obvykle zkouška probíhá při zkušební teplotě 20 °C, nejsou ovšem výjimkou tahové zkoušky prováděné za vyšších či nižších teplot, které vyplývají z požadavků některých norem nebo zákazníků [10].

Zkušební tělesa, nejčastěji kruhového průřezu, mají na těle vyznačenu počáteční měřenou délku L_0 . V některých případech se používají i tělesa obdélníkovým průřezem. Příklad jednotlivých zkušebních těles kruhového či obdélníkového průřezu je na **obr. č. 5**.

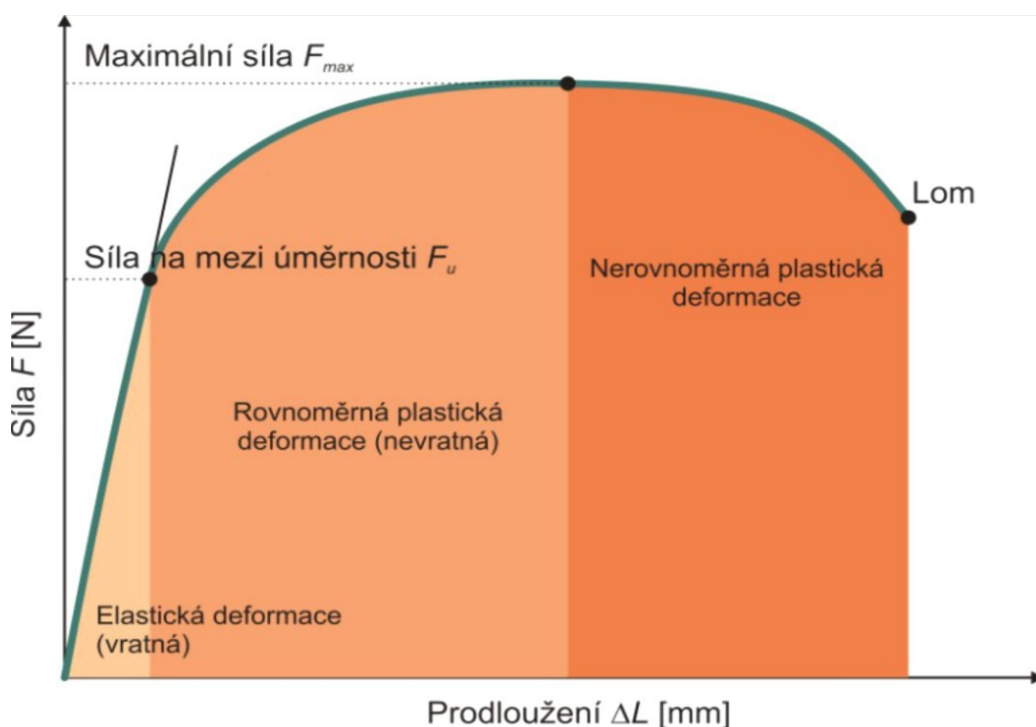


Obr. č. 5 Příklad zkušebních tyčí pro zkoušku tahem

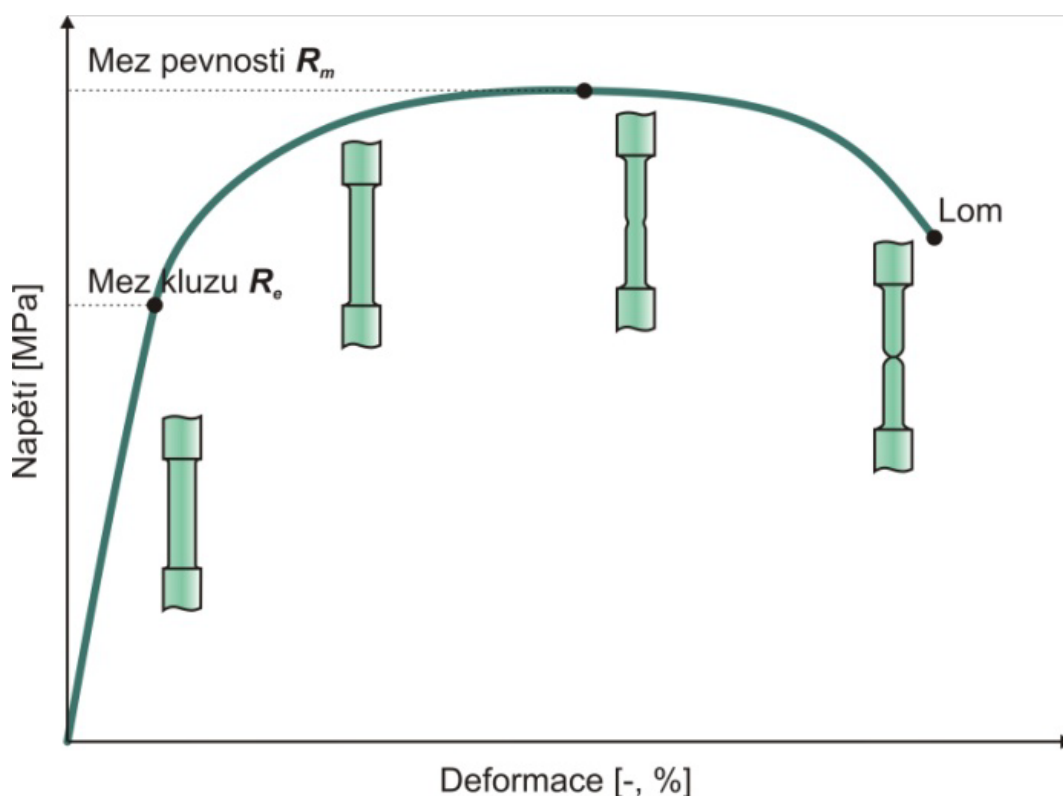
a) tyč kruhového průřezu, b) tyč obdélníkového průřezu

Působením síly F dojde k prodlužování zkušební tyče. Počáteční délka L_0 se změní na L_1 o délku L . Současně dochází ke změně původního průřezu S_0 na okamžitý průřez S . V tyči vlivem síly vzniká tahové napětí σ , které bývá označováno jako napětí skutečné.

Výsledkem zkoušky tahem je tahový diagram. Tento lze rozdělit do několika částí. První oblast tvoří elastické (pružné, vratné) deformace. V této oblasti je deformace (prodloužení) přímo úměrná zatěžující síle. V případě, že bychom v tomto úseku zkušební tyč přestali zatěžovat, vrátí se do původního stavu. Druhou oblast tvoří rovnoměrně plastické deformace, dislokace po překročení meze kluzu začínají v materiálu vykonávat pohyb, vznikají nové dislokace, materiál se deformuje trvale. Třetí oblast potom tvoří nerovnoměrné plastické deformace, dojde zde k poklesu smluvního napětí a na tahovém tělísku se začne vytvářet defekt. Tahové tělísko se buď zcela, nebo částečně poruší, vzniká tzv. krček. Na závěr této oblasti dojde k přetržení zkušebního tělíska. **Obrázek č. 6** vyobrazuje jednotlivé oblasti deformace popsané výše. Deformaci tahového zkušebního tělíska zobrazuje **obr. č. 7**.



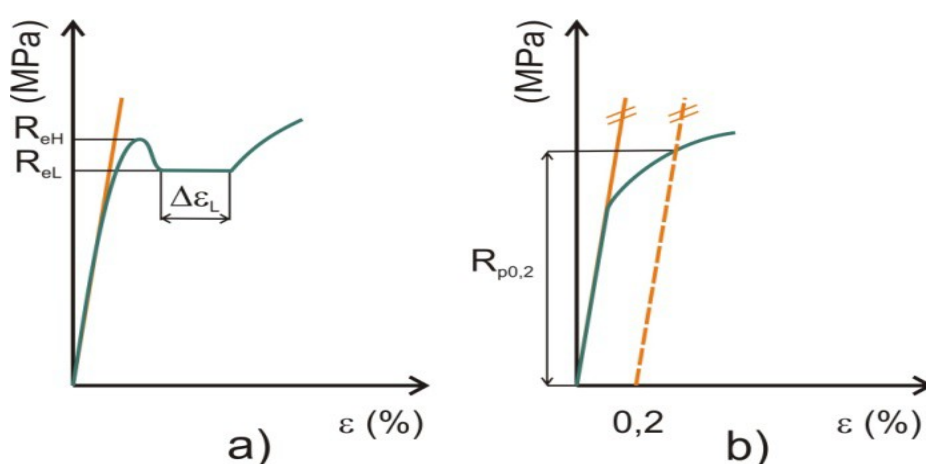
Obr. č. 6 Pracovní diagram tahové zkoušky



Obr. č. 7. Deformace tahové zkušební tyče během zatěžování

Z tahové zkoušky jsme schopni odvodit tyto materiálové charakteristiky:

- **mez kluzu:** je smluvní napětí odpovídající síle na mezi kluzu, jde o místo, kde v tahovém diagramu dochází k poklesu nebo zastavení zatěžující síly při postupující trvalé deformaci. Může být výrazná nebo nevýrazná. Rozdíl mezi výraznou a nevýraznou mezi kluzu je patrný z **obrázku č. 8**



Obr. č. 8 Stanovení meze kluzu z tahových diagramů

a) výrazná mez kluzu horní R_{eH} nebo dolní R_{eL} , b) nevýrazná smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$

- **mez pevnosti:** je rovněž smluvní napětí odpovídající maximální zatěžující síle při tahové zkoušce. Mez pevnosti počítáme podle **rovnice č. 11:**

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (11)$$

kde F_m [N] – je maximální zatěžující síla při tahové zkoušce

S_0 [mm²] – je původní průřez tyče

- **tažnost:** je maximální poměrné plastické (trvalé) prodloužení vyjádřené v %. Označuje se A . Dále je rozlišována dle počáteční měřené délky, např. A_5 , A_{10} nebo A_{50} , kdy číslo značí vždy počáteční měřenou délku. Tažnost se počítá podle **rovnice č. 12:**

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (12)$$

kde L_0 [mm] – je původní měřená délka

L_u [mm] – je délka měřeného úseku po přetržení

- **kontrakce:** vyjadřuje maximální poměrné zúžení po přetržení zkušební tyče v %. Vztah pro výpočet kontrakce je uveden v **rovnici č. 13:**

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100 \quad (13)$$

kde S_0 [mm²] – je původní průřez tyče

S_u [mm²] – je minimální průřez tyče v místě po přetržení

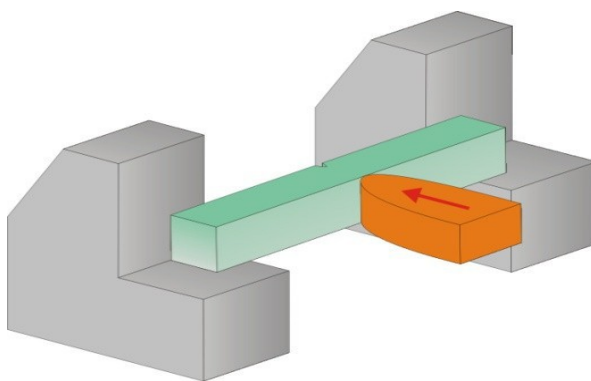
Mez kluzu a mez pevnosti mají tedy charakter napětí, tažnost a kontrakce jsou veličiny bezrozměrné, uvádějí se tedy v procentech [16].

Tahové zkoušky předložené práce budou vyrobeny dle platné normy ASTM A370, kde vzorky pro tloušťku stěny do 12,5 mm budou obdélníkové o velikost 250 mm a vzorky nad tloušťku stěny 12,5 mm budou kruhové o velikosti 200 mm [17].

3.2 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu patří mezi dynamické zkoušky a je základní zkouškou pro vyhodnocení houževnatosti u kovových materiálů. Houževnatost materiálů je významně závislá na teplotě, a obecně platí, že s klesající teplotou klesá rovněž houževnatost. Tento pokles houževnatosti se výrazně liší pro materiály s různými typy krystalové mřížky. U kovů s kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc – face centered cubic) je pokles houževnatosti při klesající teplotě jen mírný. Materiály s tímto typem krystalové mřížky zůstávají houževnaté i za nízkých teplot, což je způsobeno vyšší mírou symetrie této mřížky. Tato symetrie způsobuje snadnější pohyb dislokací v této mřížce. Naproti tomu u kovů s mřížkou kubickou prostorově centrovanou (bcc - body centered cubic) dochází při poklesu teploty k náhlému poklesu houževnatosti v určitém teplotním intervalu. Za nízkých teplot se kovy s touto krystalickou mřížkou chovají velmi křehce [10].

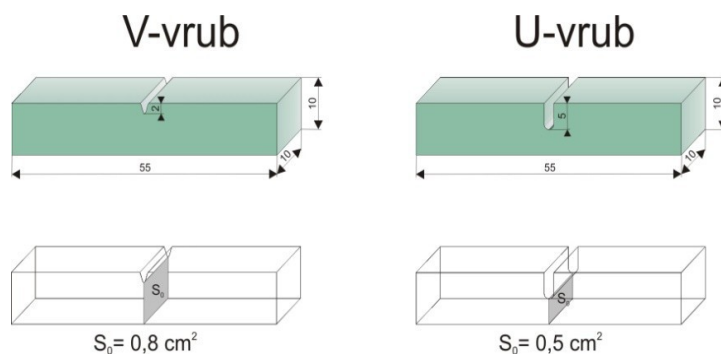
Zkouška rázem v ohybu zjišťuje množství energie, které se při úderu spotřebuje na zlomení zkušební tyče ohybem. Nejčastěji používanou zkouškou je zkouška rázem v ohybu podle Charpyho. Podstatou této zkoušky je přeražení zkušební tyče opatřené jednostranným vrubem jedním rázem kyvadlového kladiva. Výsledkem zkoušky je zjištění nárazové práce K [J], která vyjadřuje energii spotřebovanou na deformaci tělesa s šířením lomu tělesem. Umístění zkušebního tělesa na opěrách je znázorněno na **obrázku č. 9**.



Obr. č. 9 Umístění zkušební tyče na opěrách kyvadlového kladiva

Zkušební tělesa pro zkoušku rázem podle Charpyho jsou normována o velikosti 10 x 10 x 55 mm. Jsou opatřena vrubem „V“ o hloubce 2 mm nebo vrubem „U“ o hloubce

nejčastěji 5 mm. Podle typu vrubu se zkouška označuje KV s V vrubem nebo KU s vrubem U. Vyobrazení tělese s „V“ nebo „U“ vrubem je znázorněno na **obrázku č. 10**.



Obr. č. 10 Tvar a rozměry zkušebních těles s V nebo U vrubem

Nárazovou práci lze také přepočítat na vrubovou houževnatost KCV nebo KCU , opět podle typu vrubu. Výpočet vrubové houževnatosti je znázorněn v **rovnici č. 12**:

$$KC = \frac{K}{S_0}$$

kde K [J] – je nárazová práce

S_0 [cm²] – je plocha pod vrubem

Při zkoušce rázem se dále vyhodnocuje podíl křehkého lomu a deformační charakteristika [16].

4. Experimentální část

4.1 Cíle práce

Na provozu válcovna trub (VT) Třineckých železáren a.s., se již delší dobu zabýváme možnostmi zajistit vyšší stabilitu mechanických vlastností vyráběných trub. Vyšší nestabilitu zaznamenáváme zejména při výrobě trub, označované na našem provozu jako oceli skupiny C, tzn. oceli s požadavkem na R_e 355 MPa. Tato mez se ještě zpřísňuje kombinací s normami API a ASTM kdy je minimální mez kluzu $R_{t0,5}$ použitím přepočtu s US jednotek dokonce 360 MPa a to na rozdíl od evropských norem po celé škále tloušťky stěny vyráběných trub.

Jelikož tento typ oceli dlouhodobě mikrolegujeme V, rozhodli jsme se vyzkoušet válcování za řízených teplot právě pro tuto ocel. Pro lepší popis vlivu teploty jsme realizovali dva způsoby válcování této oceli a to v laboratorních podmínkách a současně na válcovací trati Velký Mannesmann. Cílem je potom zmapování vlivu změny doválcovací teploty na mechanické vlastnosti a strukturu materiálu po válcování a jejich porovnání s požadavky norem.

4.2 Volba materiálu pro experiment

Pro experiment jak pro válcování na trati Velký Mannesmann tak pro válcování na laboratorní trati na VŠB byla zvolena tavba T21644 odlévaná na zařízení plynulého odlévání v TŽ, a.s. V **tabulce č. 1** je uvedeno její chemické složení.

Tab. č. 1 Chemické složení tavby T21644

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Al</i>	<i>V</i>	<i>N</i>
0,16	0,18	0,19	0,013	0,005	0,18	0,026	0,041	0,0103

4.3 Válcování na trati Velký Mannesmann

První část experimentu proběhla na trati Velký Mannesmann. Pro zkoušku byl zvolen kalibr 288 mm, ve kterém byly následně na poutnické stolici válcovány trubky průměru 283 mm ve stěnách 10, 20, 30 a 40 mm. Vstupním materiálem byly plynule odlévané sochory kruhového průřezu s \varnothing 410 mm. V každé stěně byly vždy odválcovány 2 ks trubek a to za standardní a snížené teploty. Vsázkový materiál byl nejdříve ohříván v karuselové peci na tvářecí teplotu dle platného ZTP pro válcovací trať, po té vyděrován na děrovacím stroji. Následně probíhalo válcování na poutnické stolici, kde se odehrával samotný experiment. Po

doválcování na poutnické stolicí byly ze všech trubek odebrány vzorky z obou konců. Dělení probíhalo na traťové pile za tepla. Po následném vychladnutí trub pod teplotu A_{RI} proběhlo nasazení materiálu do korkové pece, dohřev na normalizační teplotu a následné kalibrování na hotovní průměr 273 mm. Za kalibrovací stolicí byl materiál poté zrychleně ochlazován pomocí dochlazovacího zařízení. Po vychlazení a rovnání trubek, proběhl opětovný odběr vzorků pro hodnocení mechanických vlastností. Stejně jako za poutnickou stolicí, proběhl odběr z obou konců trubek, aby bylo možné porovnat případné rozdíly vlastností po délce jednotlivých kusů trubek [11].

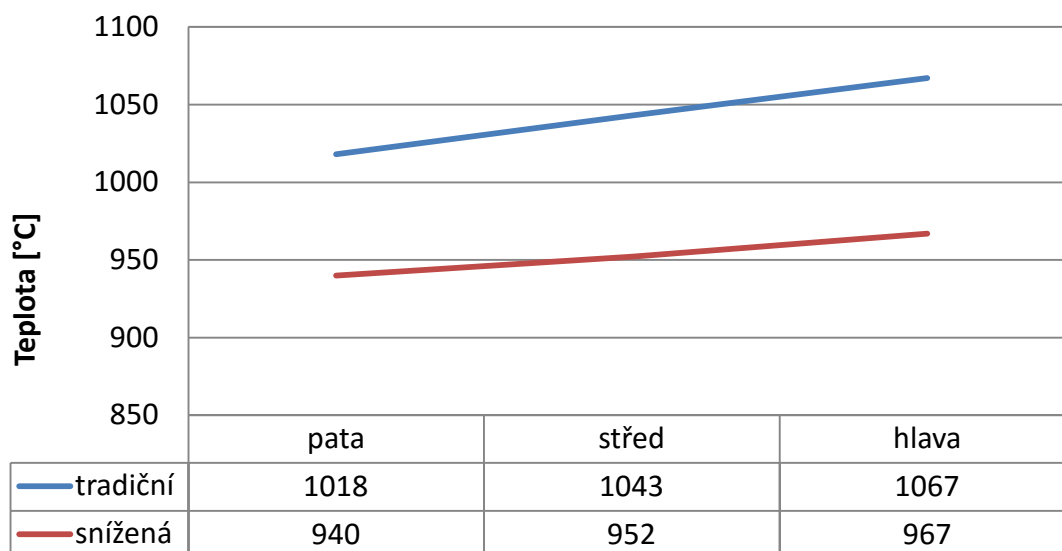
4.3.1 Válcování trubek tloušťky stěny 10 mm

Pro válcování stěny 10 mm byly zvoleny trny \varnothing 263 mm, nejprve proběhlo válcování za standardních podmínek. Při válcování byla snímána teplota optickým pyrometrem a to vždy na patním konci předvalku, v jeho střední části a následně i u hlavového konce. Při válcování za snížené teploty byl předvalek po nasunutí poutního trnu pozdržen pře zaválcováním před poutní stolicí do doby, kdy byla na patním konci naměřena zvolená teplota pro počátek válcování. V případě stěny 10 mm je to teplota 940°C. Parametry válcování jsou uvedeny v **tabulce č. 2**. Průběh naměřených teplot na předvalku je znázorněn v grafu na **obrázku č. 10**.

Tab. č. 2 Teploty a časy zpracování trubek se stěnou 20 mm

Rozměr		273 x 10 mm	
Teplota		tradiční	snížená
Doba ohřevu kar. pec [min]		372	358
Teplota předvalku [°C]	pata	1018	940
	střed	1043	952
	hlava	1067	967
Doválcovací teplota [°C]		937	877
Teplota kroková pec [°C]	vstup	247	245
	výstup	902	904
Doba ohřevu kroková pec [min]		41	42
Doba ochlazování [min]		16	16
Teplota za chladicí sekcí [°C]		287	285

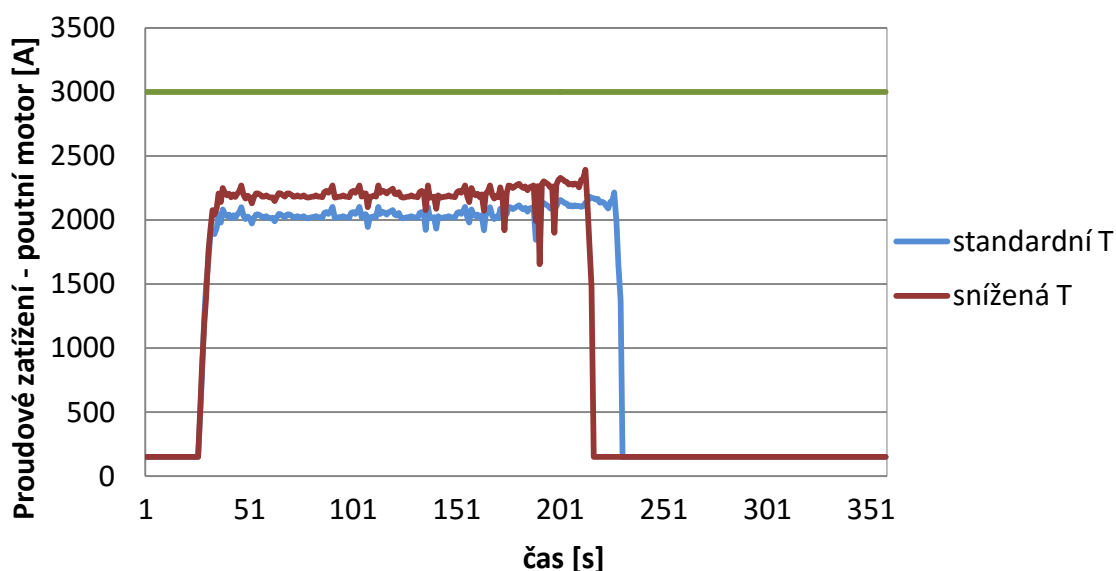
Teplota předvalku po délce 273 x 10 mm



Obr. č. 11 Grafické znázornění teploty předvalku po jeho délce před zahájením válcování

Na dalším grafu zobrazeném na obrázku č. 12 je znázornění rozdílu proudového zatížení poutního motoru při válcování za standardních a snížených teplot. Pro lepší porovnání rozdílu proudového zatížení jsou počátky válcování srovnány na časové ose do stejného místa. Je zde patrný nárůst proudového zatížení o cca 7 %.

Proudové zatížení poutního motoru 273 x 10 mm



Obr. č. 12 Grafické srovnání proudového zatížení při válcování za různých teplot

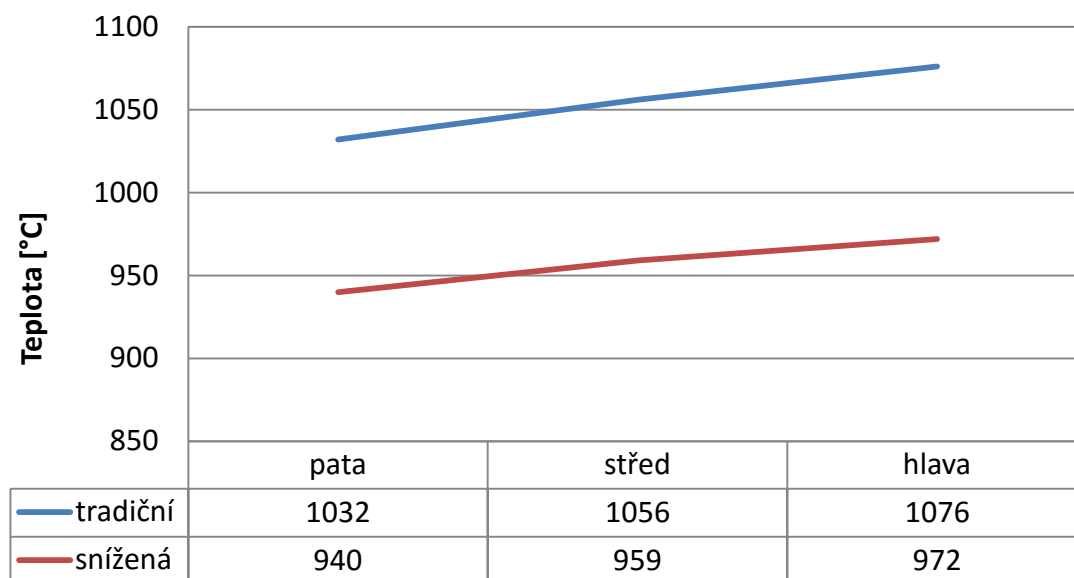
4.3.2 Válcování trubek tloušťky stěny 20 mm

Pro válcování stěny 20 mm byly zvoleny trny \varnothing 243 mm, opět nejprve proběhlo válcování za standardních podmínek. Při válcování byla snímána teplota optickým pyrometrem a to vždy na patním konci předvalku, v jeho střední části a následně i u hlavového konce. Obdobná měření proběhla i u vývalku se sníženou teplotou. Jako v případě stěny 10 mm i zde byl předvalek připraven na trnu před poutní stolicí a zaválcování proběhlo až po dosažení teploty patního konce 940°C . Parametry válcování jsou uvedeny v **tabulce č. 3**. Průběh naměřených teplot na předvalku je znázorněn na **obrázku č. 13**.

Tab. č. 3 Teploty a časy zpracování trubek se stěnou 20 mm

Rozměr		273 x 20 mm	
Teplota		tradiční	snížená
Doba ohřevu kar. pec [min]		360	363
Teplota předvalku [$^{\circ}\text{C}$]	pata	1032	940
	střed	1056	959
	hlava	1076	972
Doválcovací teplota [$^{\circ}\text{C}$]		967	917
Teplota kroková pec [$^{\circ}\text{C}$]	vstup	368	354
	výstup	908	906
Doba ohřevu kroková pec [min]		52	51
Doba ochlazování [min]		32	33
Teplota za chladicí sekcí [$^{\circ}\text{C}$]		306	309

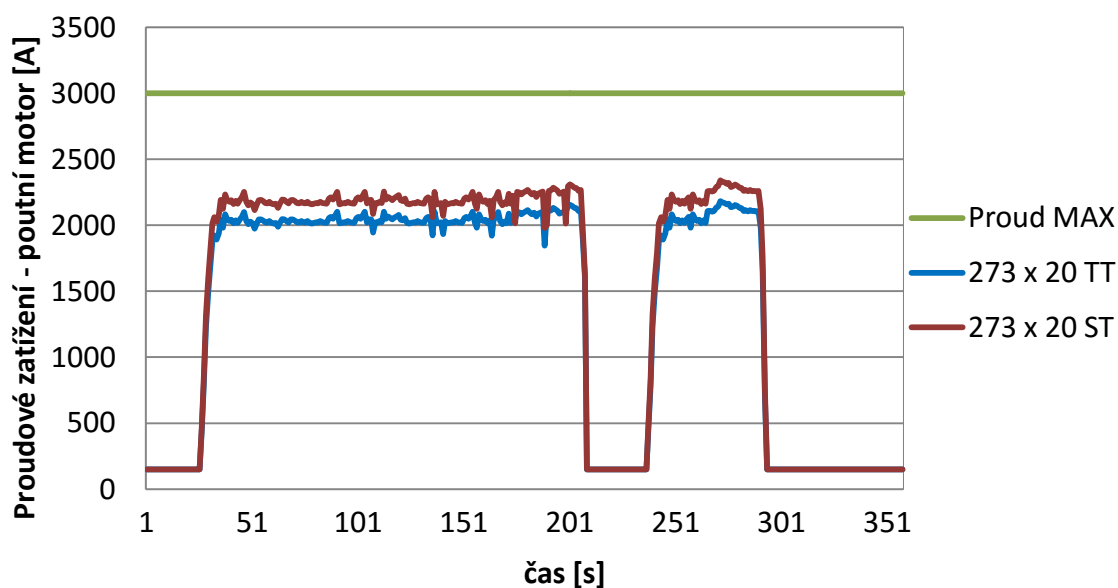
Teplota předvalku po délce 273 x 20 mm



Obr. č. 13 Grafické znázornění teploty předvalku po jeho délce před zahájením válcování

Provedeno bylo rovněž srovnání proudového zatížení při válcování stěny 20 mm. Grafické zobrazení proudového zatížení při válcování je na **obrázku č. 14**. Znovu je patrný nárůst proudového zatížení.

Proudové zatížení poutního motoru 273 x 20 mm



Obr. č. 14 Grafické zobrazení proudového zatížení při válcování stěny 20 mm

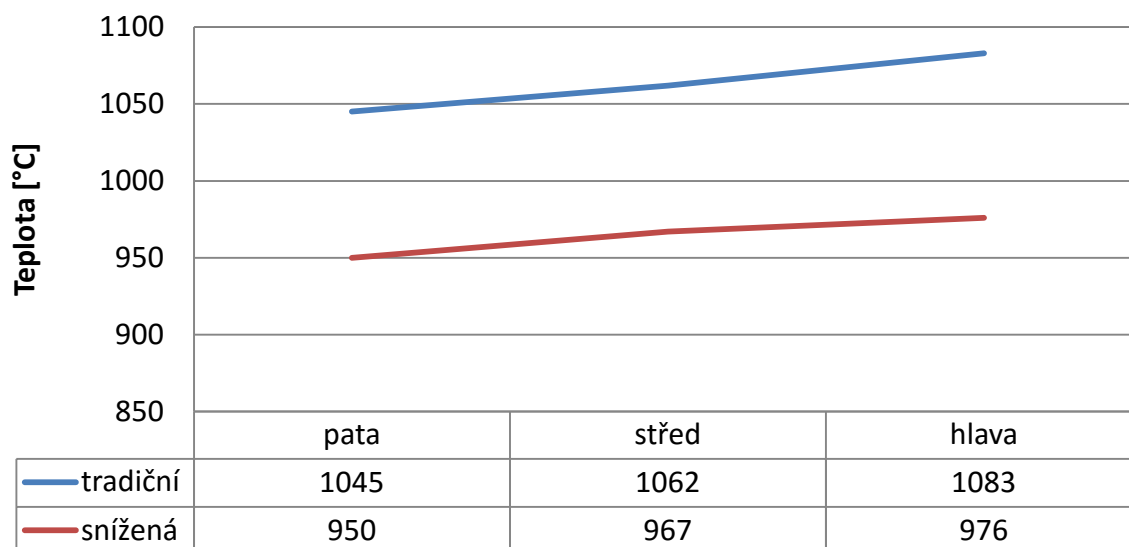
4.3.3 Válcování trubek tloušťky stěny 30 mm

Válcování trubek se stěnou 30 mm proběhlo na poutních trnech Ø 223 mm. Znovu byla nejprve válcována trubka za tradičních tvářecích teplot a následně trubka se sníženou teplotou válcování. Startovní válcovací teplota pro stěnu 30 mm zvolena při dosažení teploty 950 °C na patním konci předvalku. Patní konec je označován konec, jenž vstupuje do poutnické stolice jako první. Specifické parametry válcování jsou uvedeny v **tabulce č. 4**. Na **obrázku č. 15** je potom rozložení teploty po délce předvalku naměřené při válcování.

Tab. č. 4 Teploty a časy zpracování trubek se stěnou 30 mm

Rozměr		273 x 30 mm	
Teplota		tradiční	snížená
Doba ohřevu kar. pec [min]		376	365
Teplota předvalku [°C]	pata	1045	950
	střed	1062	967
	hlava	1083	976
Doválcovací teplota [°C]		958	906
Teplota kroková pec [°C]	vstup	384	358
	výstup	909	907
Doba ohřevu kroková pec [min]		57	59
Doba ochlazování [min]		47	48
Teplota za chladicí sekci [°C]		342	335

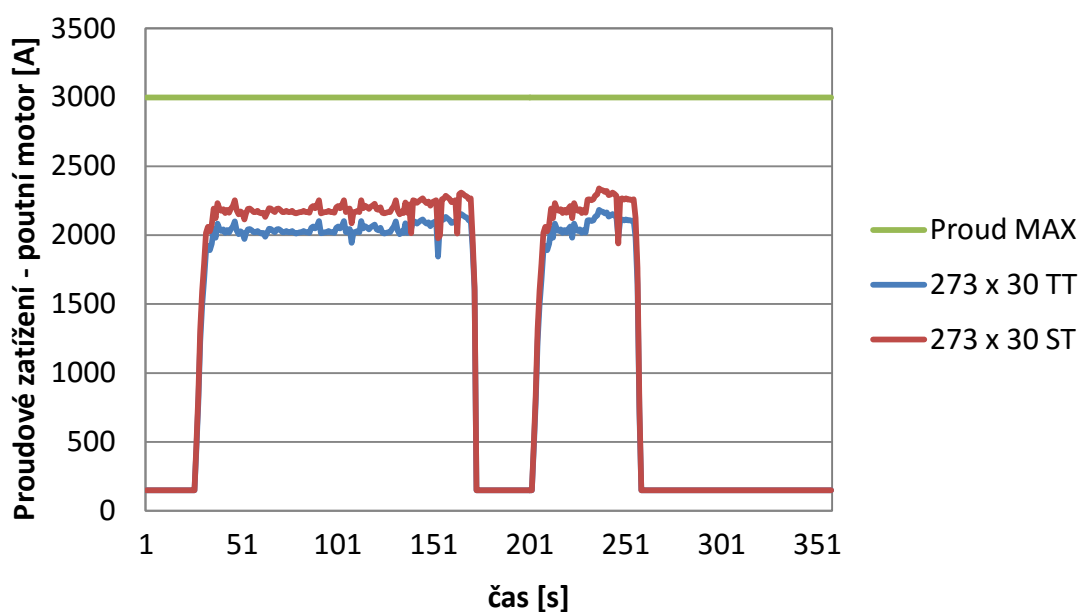
Teplota předvalku po délce 273 x 30 mm



Obr. č. 15 Grafické znázornění teploty předvalku po jeho délce před zahájením válcování

Na následujícím **obrázku č. 14** můžeme opět sledovat proudové zatížení poutního motoru tentokrát při válcování stěny 30 mm. Znovu lze pozorovat mírné zvýšení zátěže při válcování za snížených teplot.

Proudové zatížení poutního motoru 273 x 30 mm



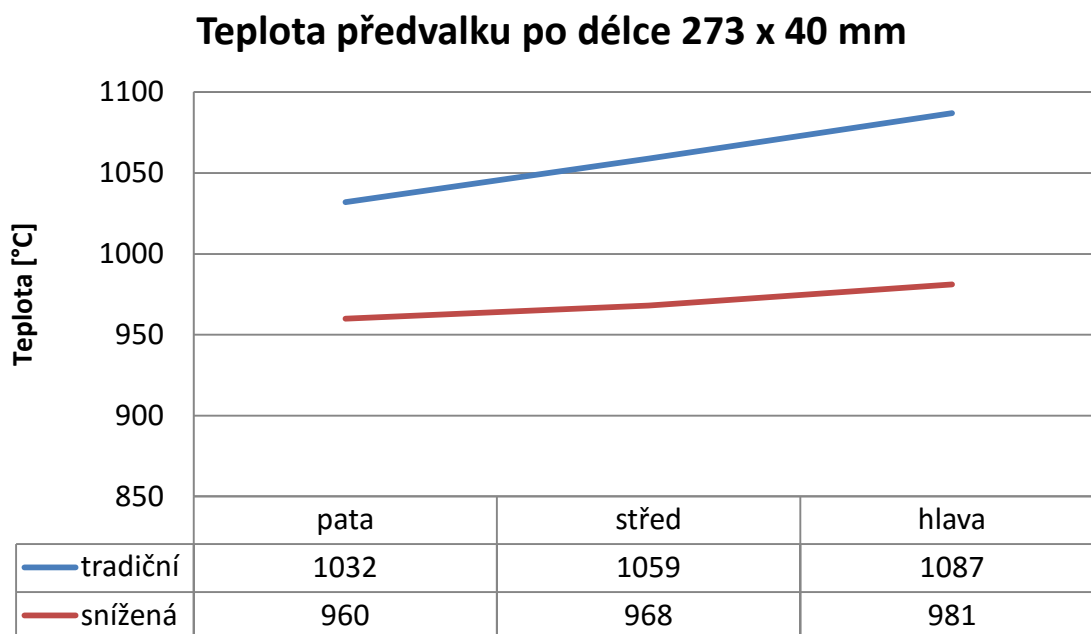
Obr. č. 16 Grafické zobrazení proudového zatížení při válcování stěny 30 mm

4.3.4 Válcování trubek tloušťky stěny 40 mm

Válcování trubek se stěnou 40 mm proběhlo na poutních trnech Ø 202 mm. Znovu byla nejprve válcována trubka za tradičních tvářecích teplot a následně trubka se sníženou teplotou válcování. Startovní válcovací teplota pro stěnu 40 mm zvolena při dosažení teploty 960 °C na patním konci předvalku. Patní konec je označován konec předvalku, jenž vstupuje do poutnické stolice jako první. Specifické parametry válcování jsou uvedeny v **tabulce č. 5**. Na **obrázku č. 14** je potom rozložení teploty po délce předvalku naměřené při válcování.

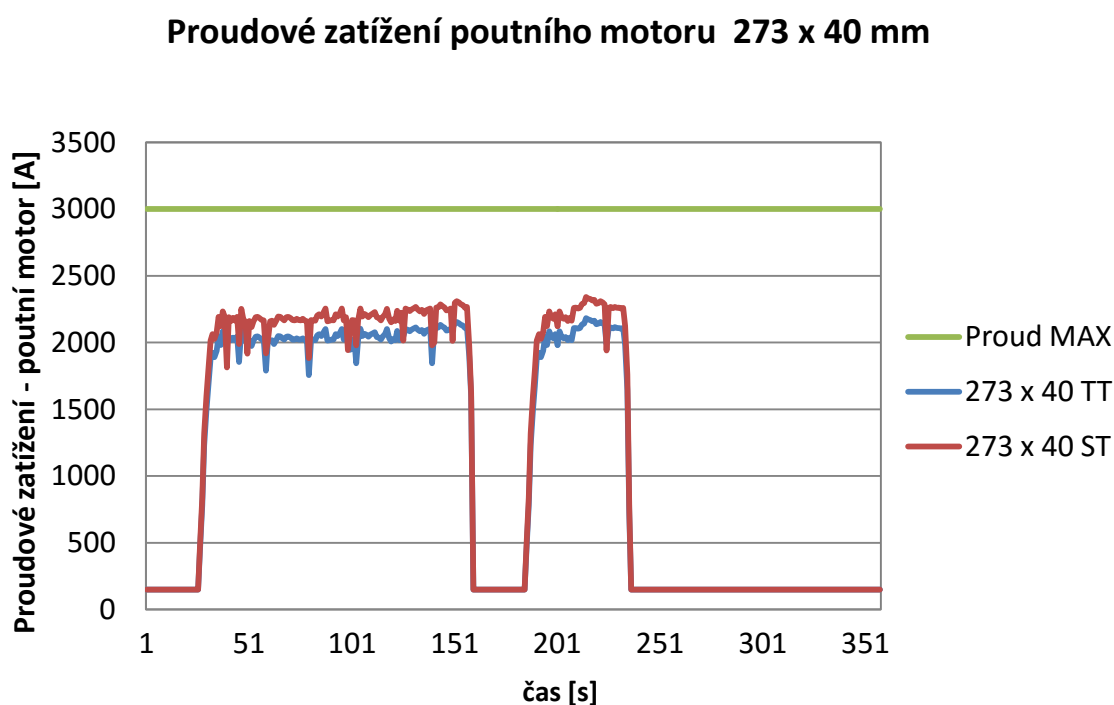
Tab. č. 5 Teploty a časy zpracování trubek se stěnou 30 mm

Rozměr		273 x 40 mm	
Teplota		tradiční	snížená
Doba ohřevu kar. pec [min]		348	353
Teplota předvalku [°C]	pata	1032	960
	střed	1059	968
	hlava	1087	981
Doválcovací teplota [°C]		1015	943
Teplota kroková pec [°C]	vstup	421	398
	výstup	913	912
Doba ohřevu kroková pec [min]		73	75
Doba ochlazování [min]		81	80
Teplota za chladicí sekci [°C]		387	376



Obr. č. 17 Grafické znázornění teploty předvalku po jeho délce před zahájením válcování

Na následujícím **obrázku č. 18** můžeme opět sledovat proudové zatížení poutního motoru tentokrát při válcování stěny 40 mm. Znovu lze pozorovat mírné zvýšení zátěže při válcování za snížených teplot.



Obr. č. 18 Grafické zobrazení proudového zatížení při válcování stěny 40 mm

4.4 Zkoušení mechanických vlastností

Ze všech trubek odválcovaných v rámci experimentu byly za poutnickou stolicí odebrány vzorky z obou konců trubek, aby z nich bylo možné zhotovit potřebné zkušební tělíska pro tahovou zkoušku a pro zkoušky rázem.

Po odebrání těchto vzorků postupovaly trubky dále do Krokové pece, kde proběhla normalizace, po níž následovalo řízené ochlazování a rovnání. Po těchto operacích byly opět odebrány vzorky pro zkoušku tahem a rázem. Pro zkoušku tahem byly připravovány vzorky ve dvou provedeních a to dle požadavků norem EN a ASTM.

Délka vzorků pro zkoušku rázem byla zvolena 55 mm. Směr vláken byl u všech vzorků stejný, tedy příčný. Pro zkoušení byl zvolen vrub tvaru "V".

Zkouška tahem byla provedena ve všech případech za pokojové teploty. Teploty pro zkoušky rázem byly zvoleny v rozmezí 20 °C až -55 °C. Konkrétní hodnoty zkušebních teplot budou uvedeny ve vyhodnocení zkoušek rázem. Všechna tato zkoušení byla provedena v akreditované zkušebně Enviform, a.s. Pomocí těchto zkoušek byly stanoveny hodnoty meze kluzu R_e [MPa] a $R_{t0,5}$ [MPa] pevnosti R_m [MPa], tažnosti A_5 [%] a nárazové práce [J] [12].

4.5 Experiment na laboratorní trati

Při experimentu byly simulovány poměry při válcování bezešvých trubek průměru 273 mm s tloušťkou stěny 6,3 - 40 mm. Pro možnou simulaci byly nejprve vypočteny deformace a deformační rychlosti, ze známých výsledků děrování a válcování na válcovací trati. Parametry pro jednotlivé tloušťky stěny jsou zobrazeny v **tabulce č. 6**.

Tab. č. 6 Vypočtené parametry válcování z běžné výroby

Průměr	Stěna	Deformace při děrování	deformační rychlost děrování	Teplota při děrování	Deformace poutní stolice	Deformace poutní stolice (změna stěny)	deformační rychlost poutnice	ochlazování za poutní stolicí	Teplota vstup poutnice	Doválcovací teplota
mm	mm	-	s ⁻¹	°C	-	-	s ⁻¹	°C/min	°C	°C
273	6,3	0,672	4,75	1290	2,01	1,908	21,76	41,7	1100	940
	10	0,719	4,61	1290	2,018	1,833	17,58	32,5	1100	950
	20	0,576	3,86	1290	1,506	1,322	12,38	26,2	1100	970
	30	0,505	3,49	1290	1,211	1,012	9,81	18,6	1100	975
	40	0,423	3,05	1290	1,045	0,838	8,17	14,7	1100	985

Protože volné ochlazování laboratorních vývalků by bylo oproti ochlazování skutečných vývalků příliš rychlé, bylo zvoleno řízené ochlazování v mobilních pecích, kde byla teplota snižována dle naměřených hodnot na válcovací trati. Na základě vypočtených

hodnot byly navrženy parametry pro samotný experiment na laboratorní válcovací stolici. Laboratorní stolice je zobrazena na **obrázku č. 19**. Parametry pro válcování za tradičních teplot jsou uvedeny v následující **tabulce č. 7**.

Tab. č. 7 Parametry laboratorních simulací pro tradiční doválcovací teploty

Stěna	H0	Ohřev a T1	H1	O1	H2	T2	O2 a O3	H3	T3	Ochlazování
[mm]	[mm]	[°C]	[mm]	[min ⁻¹]	[mm]	[°C]	[min ⁻¹]	[mm]	[°C]	[°C·min ⁻¹]
6,3	22,0	1290	15,0	18	10,3	1100	24	7,0	940	41,7
10	22,0	1290	14,6	18	10,1	1100	20	7,0	950	32,5
20	16,5	1290	11,9	16	9,1	1100	16	7,0	970	26,2
30	14,0	1290	10,5	15	8,6	1100	14	7,0	975	18,6
40	12,5	1290	9,8	12	8,3	1100	13	7,0	985	14,7



Obr. č. 19 Při simulacích využita laboratorní válcovací stolice – výstupní strana (s mobilní ohřívací pecí vlevo za ovládacím panelem; nahoře teplotní skener – LSP)[18]

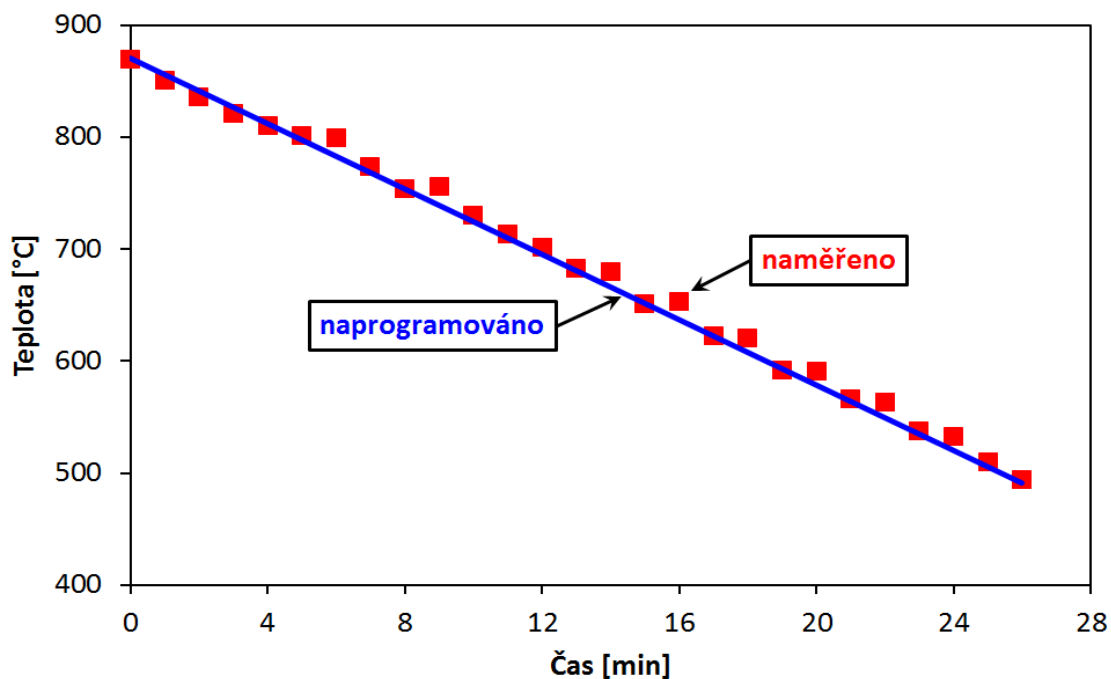
Válcování všech provalků bylo řízeno dle jejich povrchové teploty měřené těsně před a za stolicí dvojicí teplotních skenerů Landsan. V zorném poli skenerů byl provalek vždy držen v kleštích (viz. **obrázek č. 20**), aby bylo zamezeno nežádoucímu odvodu tepla do válečkového dopravníku.



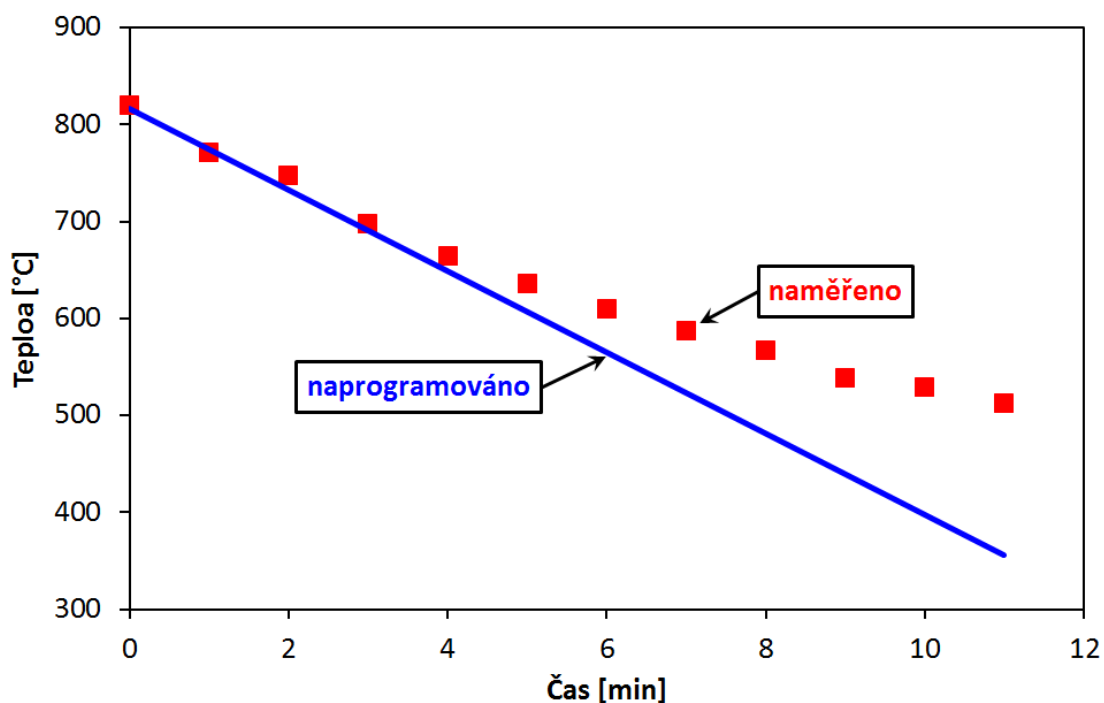
Obr. č. 20 Čekání na dosažení žádané teploty provalku před druhým průchodem [18]

Další průchod byl vždy zahájen v okamžiku dosažení požadované teploty, navýšené o $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ z manipulačních důvodů. Po třetím průchodu byl vývalek ihned umístěn do přehřáté pece na teplotu T_3 a postupně ochlazován zvolenou rychlostí. V oblasti rychlosti ochlazování v rozmezí $14,7 - 26,2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, odpovídala reálna rychlost ochlazování naprogramovanému

požadavku. V oblasti vyšších rychlostí byla reálná rychlost ochlazování významně pomalejší v oblasti cca pod 650 °C. Na následujícím **obrázku č. 21** jsou zobrazeny příklady ochlazovacích křivek.



a) nominální rychlost ochlazování 14,7 °C·min⁻¹



b) nominální rychlost ochlazování 41,7 °C·min⁻¹

Obr. č. 21 Příklady ochlazovacích křivek [18]

Válcování za snížených teplot probíhalo stejným způsobem, jen byly upraveny hodnoty teploty T_2 a T_3 .

Tab. č. 8 Teploty T_2 a T_3 pro podmínky snížené doválcovací teploty

Stěna [mm]	Ocel S355J2H	
	T_2 [°C]	T_3 [°C]
6,3	920	830
10	920	830
20	950	850
30	960	870
40	980	880

5. Hodnocení a diskuze výsledků

5.1 Vyhodnocení mechanických a metalografických zkoušek experimentu na válcovací trati

U zkoumané oceli S355J2H se klade velký důraz na výsledky mechanických zkoušek, zejména pak na hodnoty meze kluzu R_e a meze pevnosti R_m ($R_{t0,5}$). Mezi další významné zkoušky patří zkouška nárazové práce, kde minimální hodnota při zkušební teplotě -20 °C je 27 J. U všech trubek byly odebrány vzorky z hlavové a patní části trubky. Tahové zkoušky byly prováděny při pokojové teplotě, zkoušky rázem byly prováděny při teplotách 20 °C , 0 °C , -20 °C , -40 °C , -45 °C , -50 °C a -55 °C .

5.1.1 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 10 mm

Zjištěné hodnoty meze kluzu R_e a $R_{t0,5}$, meze pevnosti R_m , tažnosti A_5 a kontrakce Z , trubky se stěnou 10 mm odválcovaných za tradičních a snížených teplot jsou uvedeny v **tabulce č. 9 a 10**, v následujících **tabulkách č. 11 a 12**, potom srovnání výsledků nárazové práce jednotlivých trubek.

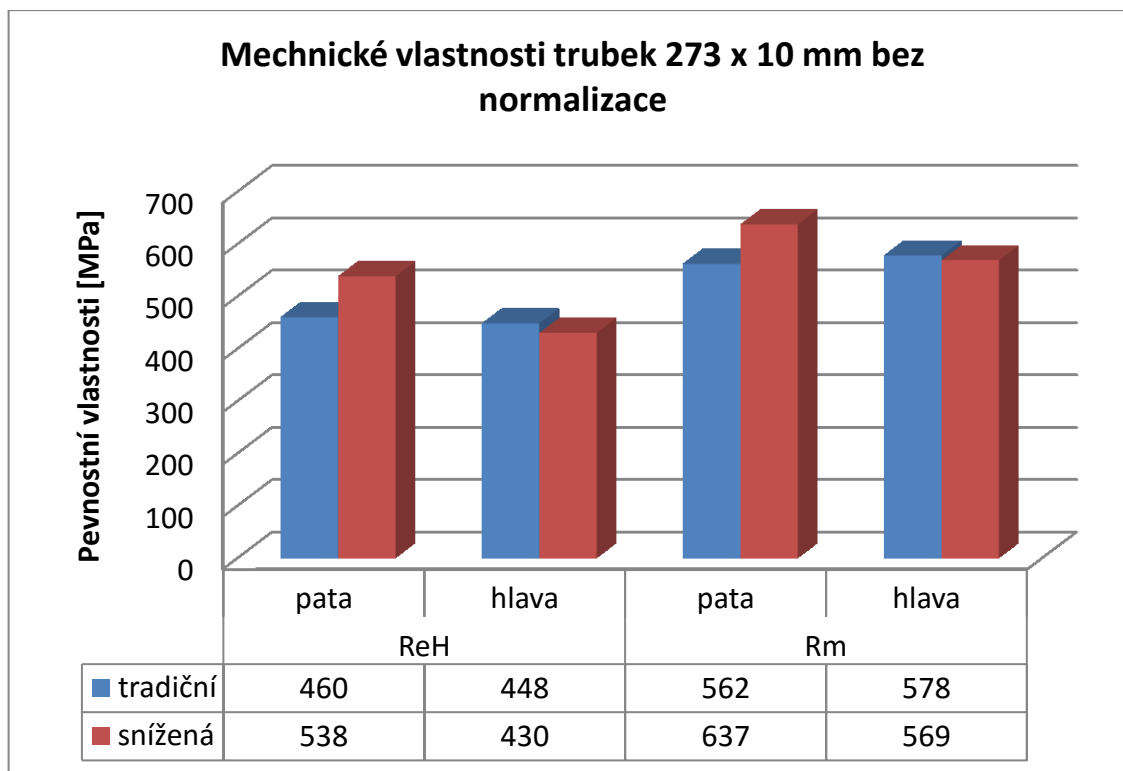
Tab. č. 9 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 10 mm

Mechanické vlastnosti		ReH		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolící	tradiční	460	448	562	578	26,6	30,2	72,64	70,7
	snížená	538	430	637	569	27,9	26,1	68,88	70,3
po normalizaci	tradiční	414	425	531	532	30,5	29,4	65,56	68,86
	snížená	400	393	530	523	39,4	32,6	69	64,5

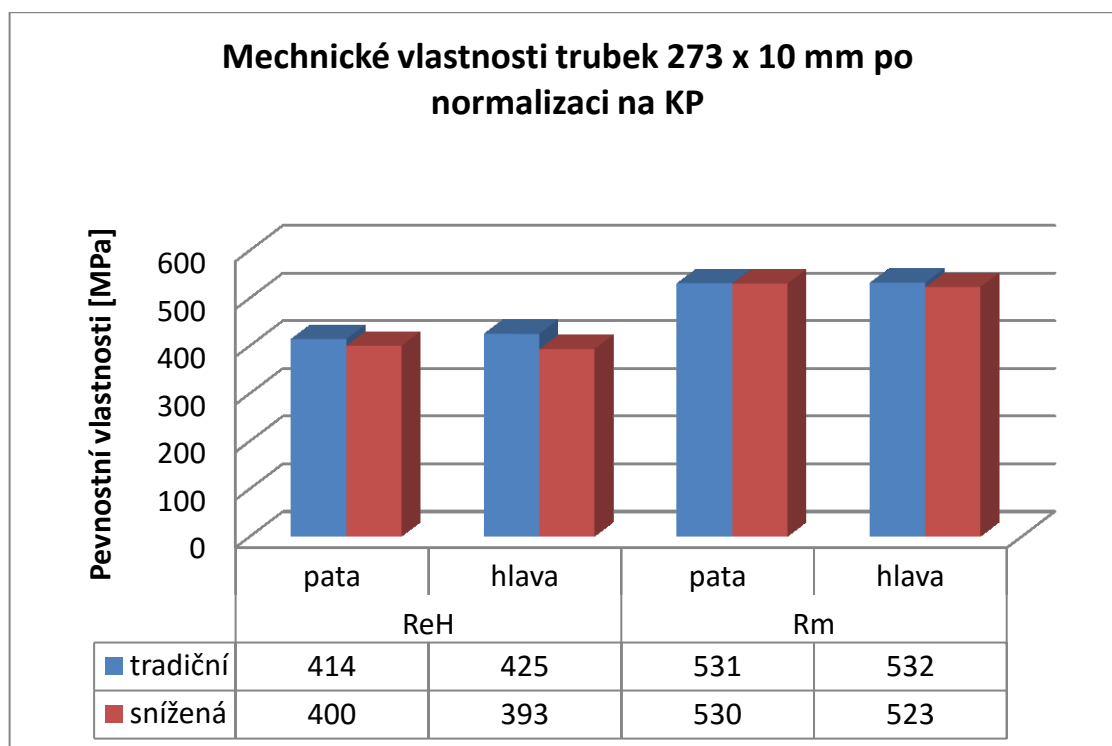
Tab. č. 10 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 10 mm

Mechanické vlastnosti		Rt _{0,5}		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolící	tradiční	457	424	589	572	38,8	37,4	67,31	66,94
	snížená	497	426	612	570	35,6	38,6	63,25	67,34
po normalizaci	tradiční	407	397	537	521	45,4	43	67,56	65,68
	snížená	391	386	530	524	45,4	43,6	64,71	60,7

Na **obrázcích č. 22 a 23** je potom zobrazeno grafické srovnání výsledků tahové zkoušky po válcování a po normalizaci.



Obr. č. 22 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky



Obr. č. 23 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky

Tab. č. 11 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 10 mm

273 x 10 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	117	136	135	131	132	131
0	167	160	108	157	153	152
-20	146	113	90	111	150	160
-40	108	90	83	99	90	91
-45	86	74	68	95	98	102
-50	93	86	55	88	90	74
-55	88	67	91	88	89	86

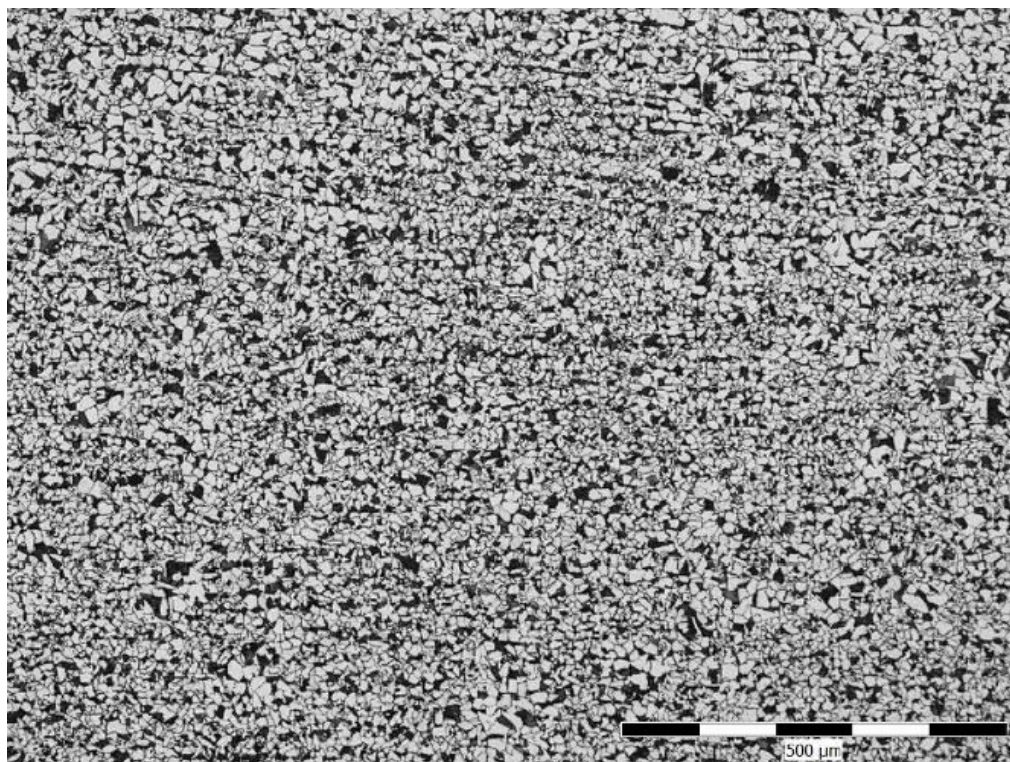
Tab. č. 12 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 10 mm

273 x 10 mm - snížená teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	109	120	109	117	120	114
0	114	140	132	131	122	132
-20	109	108	93	85	84	92
-40	73	58	71	87	67	81
-45	57	54	43	86	59	77
-50	33	56	67	55	56	77
-55	48	63	60	65	68	72

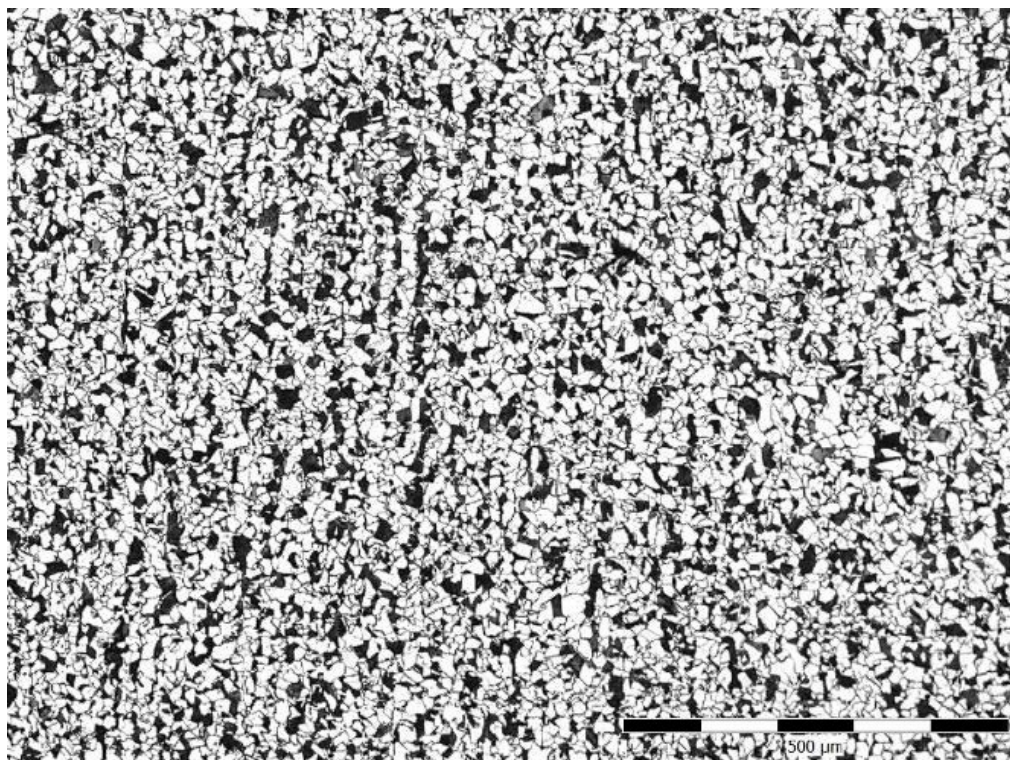
Z výsledků mechanických vlastností zkoušky tahem pro stěnu 10 mm je vidět nerovnoměrné výsledky meze kluzu a pevnosti při porovnání výsledků z rozdílných konců trubky a to zejména u trubky válcované za snížených teplot. Zatím co u tradiční teploty jsou výsledky vyrovnané, u snížené teploty je rozdíl R_e paty a hlavy 101 MPa a u R_m 68 MPa. Rozdíl mezi výsledky trubky za snížených a tradičních teplot je vidět zejména u patního konce. Tyto rozdíly jsou pouze u výsledků po válcování na potní stolici bez normalizace. Po následné normalizaci se R_e i R_m obou trubek téměř shodují. Dochází k poklesu R_e o cca 50 MPa. Výsledky nárazové práce jsou u trubek se stěnou 10 mm téměř neměnné a splňují požadavky normy, jak před tak i po normalizaci. Výsledky po normalizaci vykazují menší rozdíly mezi jednotlivými zkušebními vzorky.

5.1.2 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 10 mm

Detail vyhodnocení mikrostruktury vzorků trubek z válcování za standardních a snížených teplot je na **obrázku č. 24 a 25**. Struktura je tvořena 70% feritu a 30% perlitu. Z hlediska velikosti výsledného zrna není mezi strukturami výraznější rozdíl. Velikost sekundárního zrna dle ASTM E112 se pohybuje od 8-9.



Obr. č. 24 Mikrostruktura trubky se stěnou 10 mm válcované za tradiční doválcovací teploty



Obr.č. 25 Mikrostruktura trubky stěny 10 mm válcované za snížené doválcovací teploty

5.1.3 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 20 mm

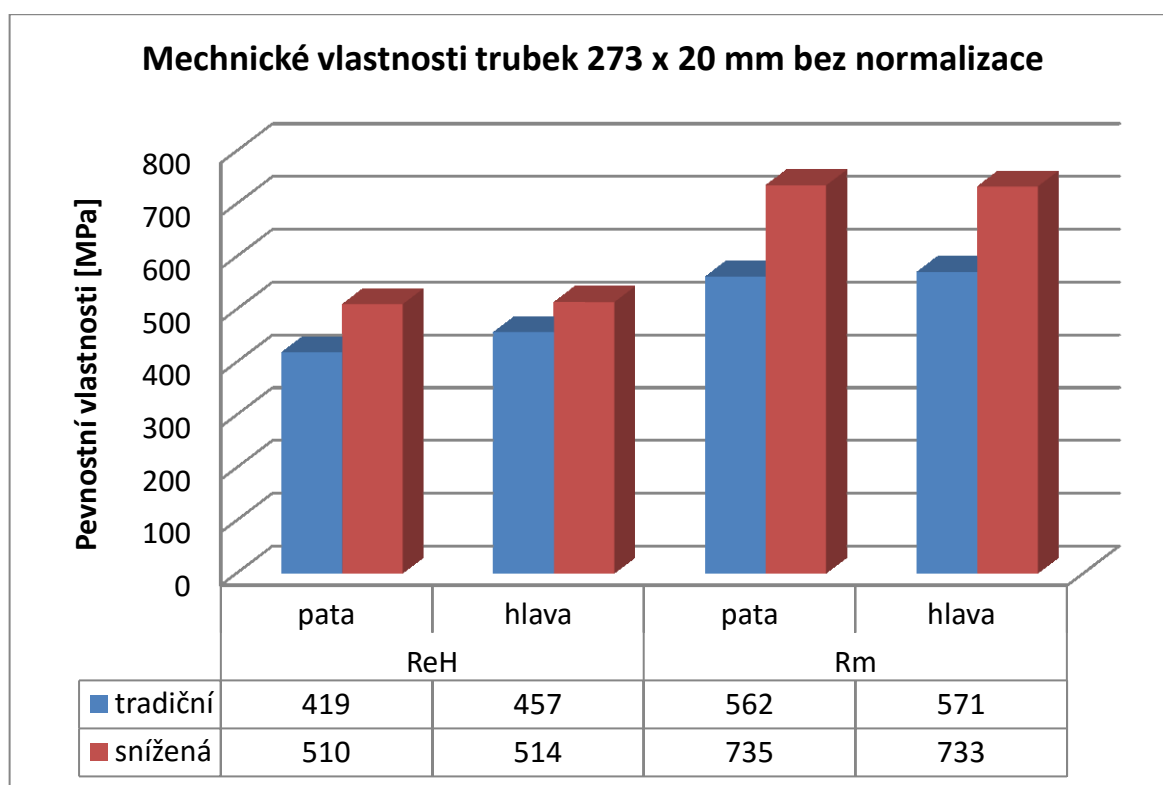
Zjištěné hodnoty meze kluzu R_e a $R_{t0,5}$, meze pevnosti R_m , tažnosti A_5 a kontrakce Z , trubky se stěnou 20 mm odválcovaných za tradičních a snížených teplot jsou uvedeny v **tabulce č. 13 a 14**, v následujících **tabulkách č. 15 a 16**, potom srovnání výsledků nárazové práce jednotlivých trubek. Na **obrázcích č.**

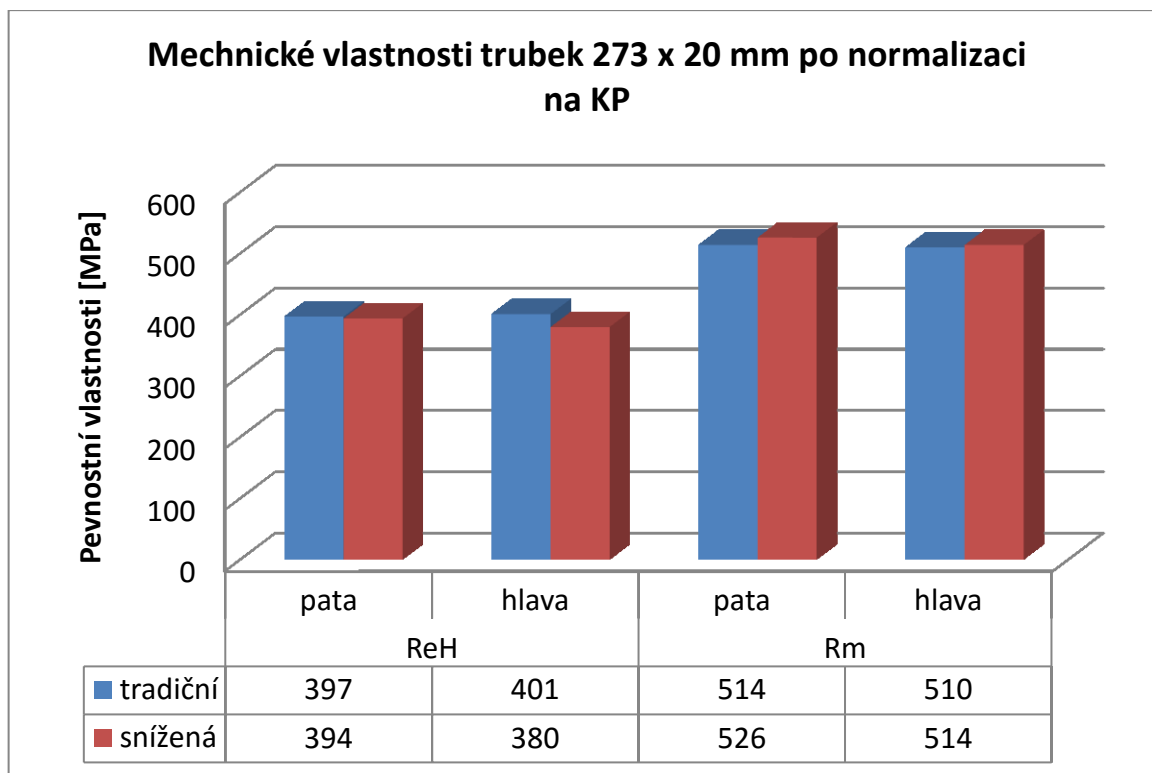
Tab. č. 13 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 20 mm

Mechanické vlastnosti		ReH		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolicí	tradiční	419	457	562	571	27,2	25,7	67,31	65,33
	snížená	510	514	735	733	7,8	9,1	16,48	17,33
po normalizaci	tradiční	397	401	514	510	33,6	32	70,83	68,06
	snížená	394	380	526	514	33	30,2	71,52	70,72

Tab. č. 14 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 20 mm

Mechanické vlastnosti		Rt _{0,5}		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolící	tradiční	425	461	573	581	33,8	33	58,04	71,1
	snížená	525	533	831	782	12,2	11,4	19,29	22,22
po normalizaci	tradiční	391	395	531	529	37,4	38,2	73,03	71,59
	snížená	400	398	535	533	38,4	38	67,7	73,03

**Obr. č. 26** Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky



Obr. č. 27 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky

Tab. č. 15 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 20 mm

273 x 20 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	144	151	146	210	209	205
0	115	141	139	232	277	242
-20	86	36	129	149	171	207
-40	83	15	47	151	154	147
-45	42	7	20	159	155	133
-50	11	6	6	131	144	154
-55	21	19	7	132	90	127

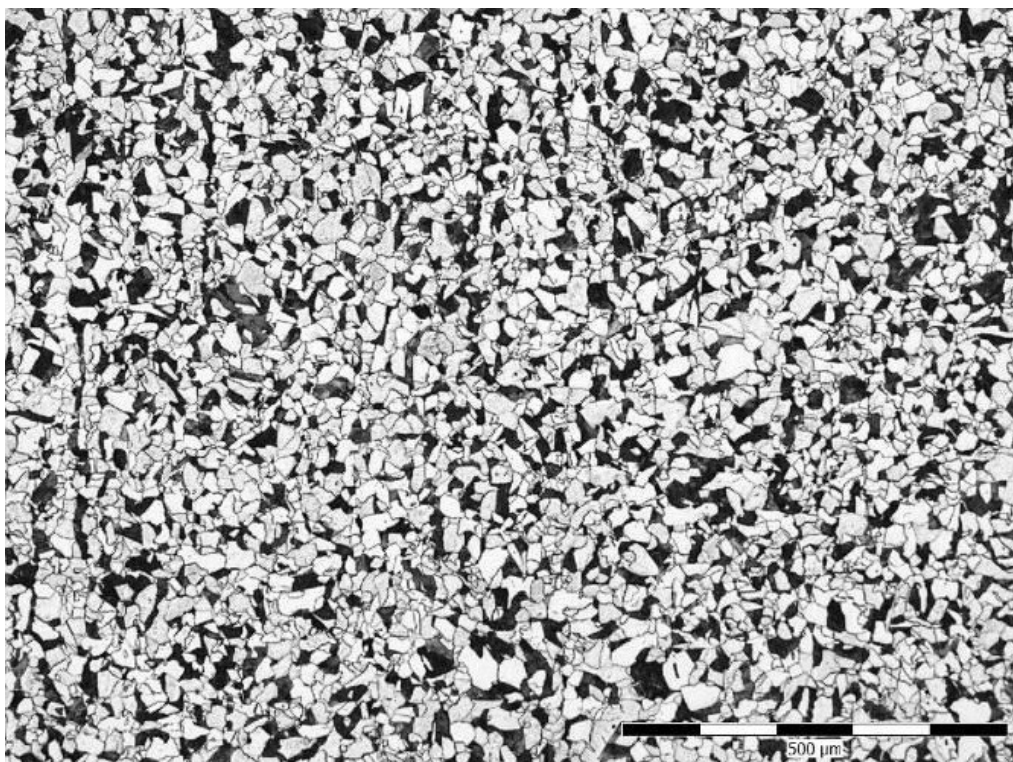
Tab .č. 16 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 20 mm

273 x 20 mm - snížená teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	12	15	19	189	193	192
0	6	5	5	234	189	199
-20	6	6	6	193	158	145
-40	5	5	5	113	126	134
-45	5	5	5	130	111	124
-50	11	4	5	89	115	114
-55	5	4	4	109	89	80

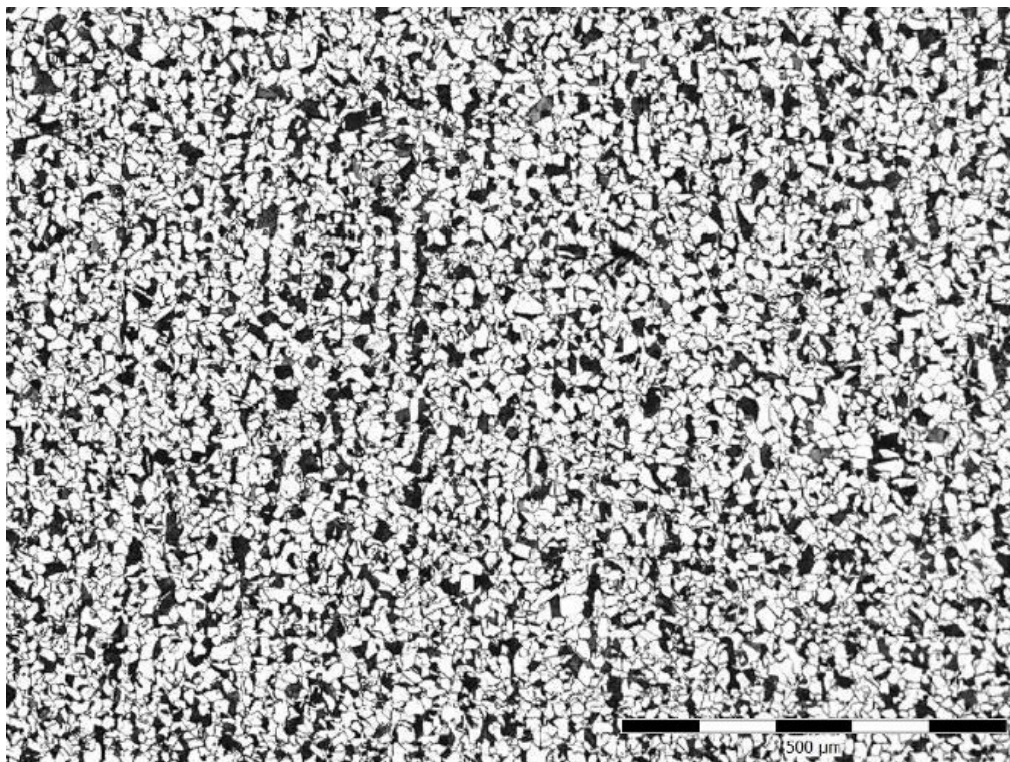
Hodnoty mechanických vlastností u trubek se stěnou 20 mm vykazují rovněž výrazný rozdíl mezi tradiční a sníženou teplotou. V tomto případě jsou ovšem výsledky zkoušek před normalizací nerelevantní, jelikož při odběru vzorků z trubky se sníženou teplotou došlo k pádu odebraného vzorku do vody a v materiálu tudíž došlo k výskytu jiné fáze. To se rovněž projevilo i na výsledcích nárazové práce před normalizací, kdy jsou její výsledky nevyhovující v celém rozsahu zkušebních teplot. Po následné normalizaci (vzorky nebyly zakaleny) se výsledky opět téměř neliší pro oba případy válcovacích teplot. Hodnoty nárazové práce jsou ovšem podstatně vyšší než u stěny 10 mm a to i při zkušebních teplotách -50 °C a -55 °C.

5.1.4 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 20 mm

Metalografické šetření je provedeno pouze na vzorcích po normalizaci, zde se neprojevil žádný výrazný rozdíl mezi strukturou trub válcovaných za tradiční a snížené teploty. Struktura je opět tvořena cca 70% feritu a 30% perlitu. Velikost sekundárního zrna dle ASTM E112 je od 8-9. Příklady zkoumané struktury jsou zobrazeny na **obrázkuč.28**.



a) tradiční doválcovací teplota



b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 28 Mikrostruktura trubky se stěnou 40 mm

5.1.5 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 30 mm

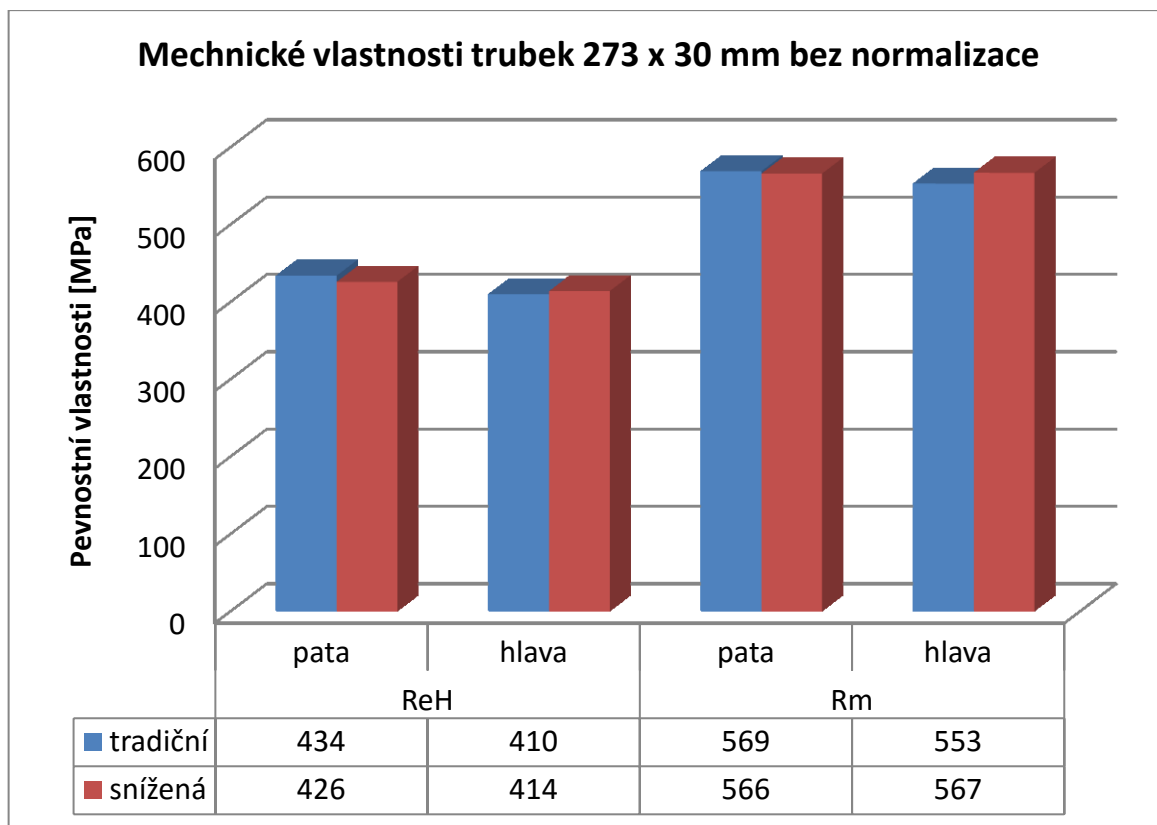
Zjištěné hodnoty meze kluzu R_e a $R_{t0,5}$, meze pevnosti R_m , tažnosti A_5 a kontrakce Z , trubky se stěnou 30 mm odválcovaných za tradičních a snížených teplot jsou uvedeny v **tabulce č. 17 a 18.**, v následujících **tabulkách č. 19 a 20**, je poté srovnání výsledků nárazové práce jednotlivých trubek.

Tab. č. 17 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 30 mm

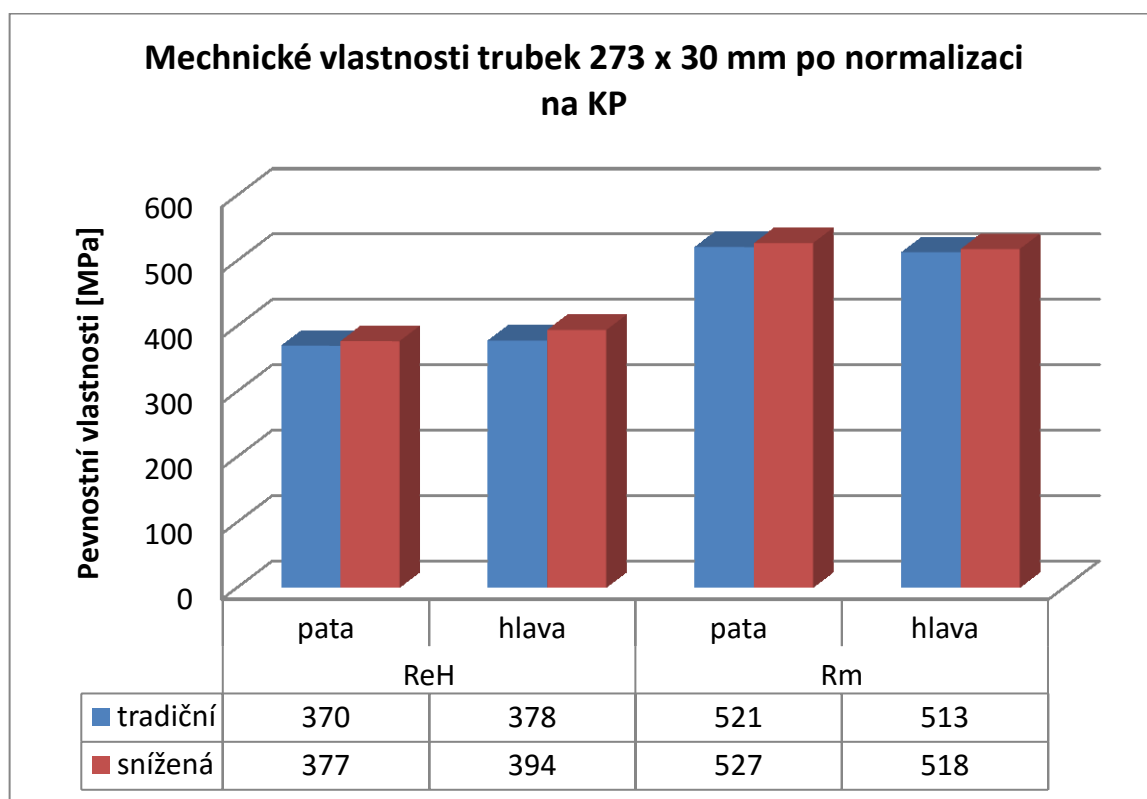
Mechanické vlastnosti		ReH		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolicí	tradiční	434	410	569	553	30,8	31,2	74,79	72,85
	snížená	426	414	566	567	29,8	28,4	74,09	71,96
po normalizaci	tradiční	370	378	521	513	37,4	33	73,17	70,72
	snížená	377	394	527	518	33,8	35,6	66,82	64,84

Tab. č. 18 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 20 mm

Mechanické vlastnosti		Rt _{0,5}		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolicí	tradiční	434	415	588	555	34	33,6	68,44	66,69
	snížená	399	403	553	559	34,6	33,8	74,64	77,71
po normalizaci	tradiční	386	373	532	520	26,2	41,4	71,42	66,96
	snížená	386	381	530	529	36,8	39	71,68	65,5



Obr. č. 29 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky



Obr. č. 30 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky

Tab. č. 19 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 30 mm

273 x 30 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	204	206	206	214	208	209
0	174	153	154	299	299	299
-20	136	105	111	255	166	180
-40	87	65	14	168	174	186
-45	46	20	15	142	166	147
-50	49	38	20	174	163	133
-55	12	17	12	160	163	149

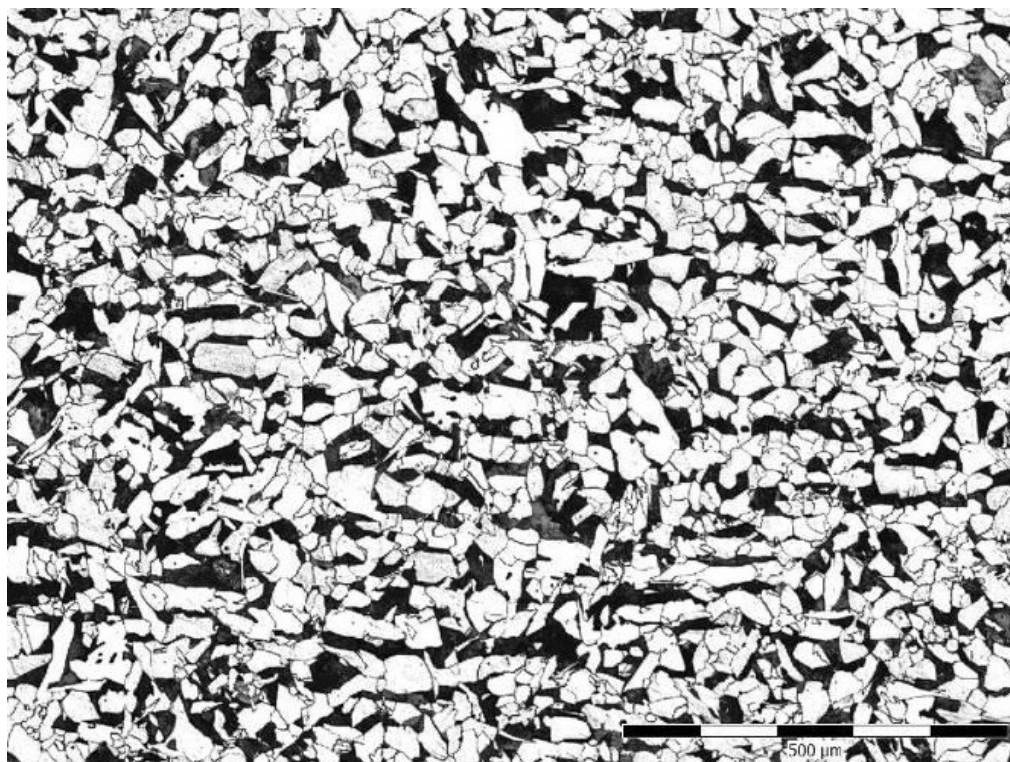
Tab. č. 20 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 30 mm

273 x 30 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	172	197	163	197	211	203
0	154	152	148	224	239	236
-20	141	132	91	182	213	196
-40	34	11	21	152	129	142
-45	10	12	39	143	135	158
-50	11	17	19	142	153	110
-55	37	13	16	134	128	131

Výsledky tahové zkoušky u stěny tloušťky 30 mm jsou výsledky R_e a R_m ještě více vyrovnané. Nelze pozorovat žádný rozdíl mezi výsledky válcování za tradičních a snížených teplot. Následná normalizace opět jen snižuje rozdíly mechanických vlastností po délce trubky. U výsledků nárazové práce zlepšuje významně houževnatost a to zejména při teplotách -20 °C a nižších. Před normalizací vyhovuje nárazová práce pouze do zkušební teploty -20 °C.

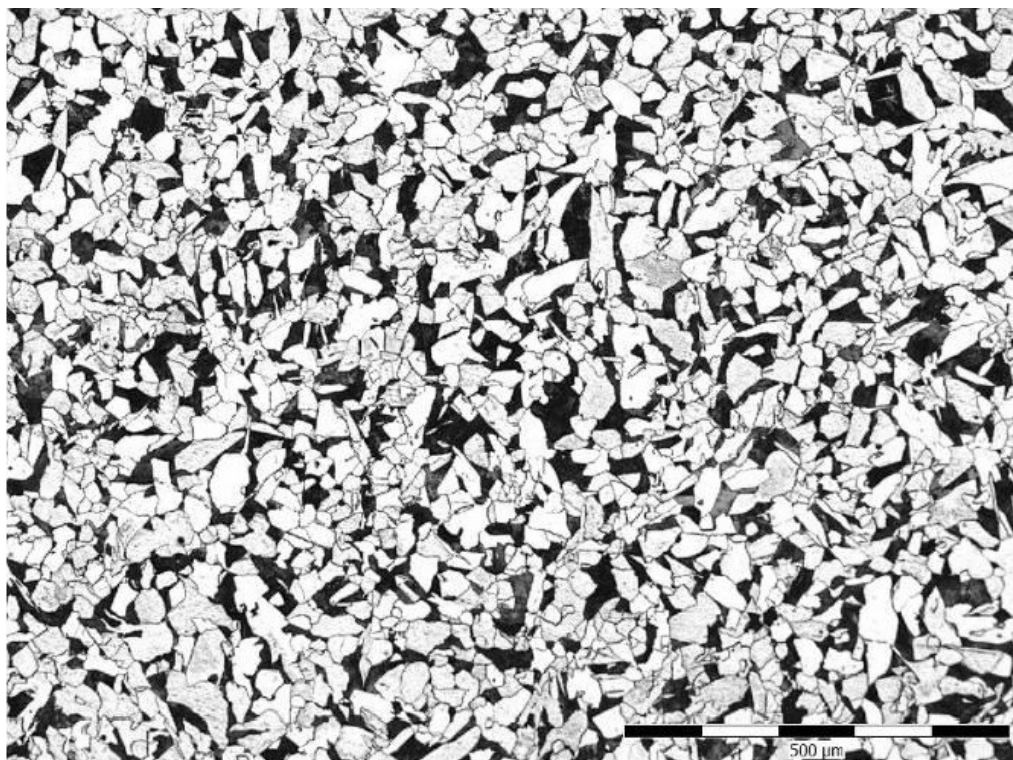
5.1.6 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 30 mm

Z metalografického šetření opět nelze pozorovat výrazné rozdíly mezi vzorky za snížené nebo tradiční teploty. Struktura je tvořena 70% feritu a 30 % perlitu. Před normalizací se projevuje výraznější řádkovitost. Velikost sekundárního zrna dle ASTM E112 je před normalizací 7-8. Po normalizaci dochází k mírnému zjemnění na hodnoty 8 - 8,5. Příklady struktury jsou uvedeny na **obrázku č. 31**.



a) tradiční doválcovací teplota

Obr. č. 31 Mikrostruktura trubky se stěnou 40 mm



b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 32 Pokračování

5.1.7 Výsledky mechanických zkoušek trubek tloušťky 40 mm

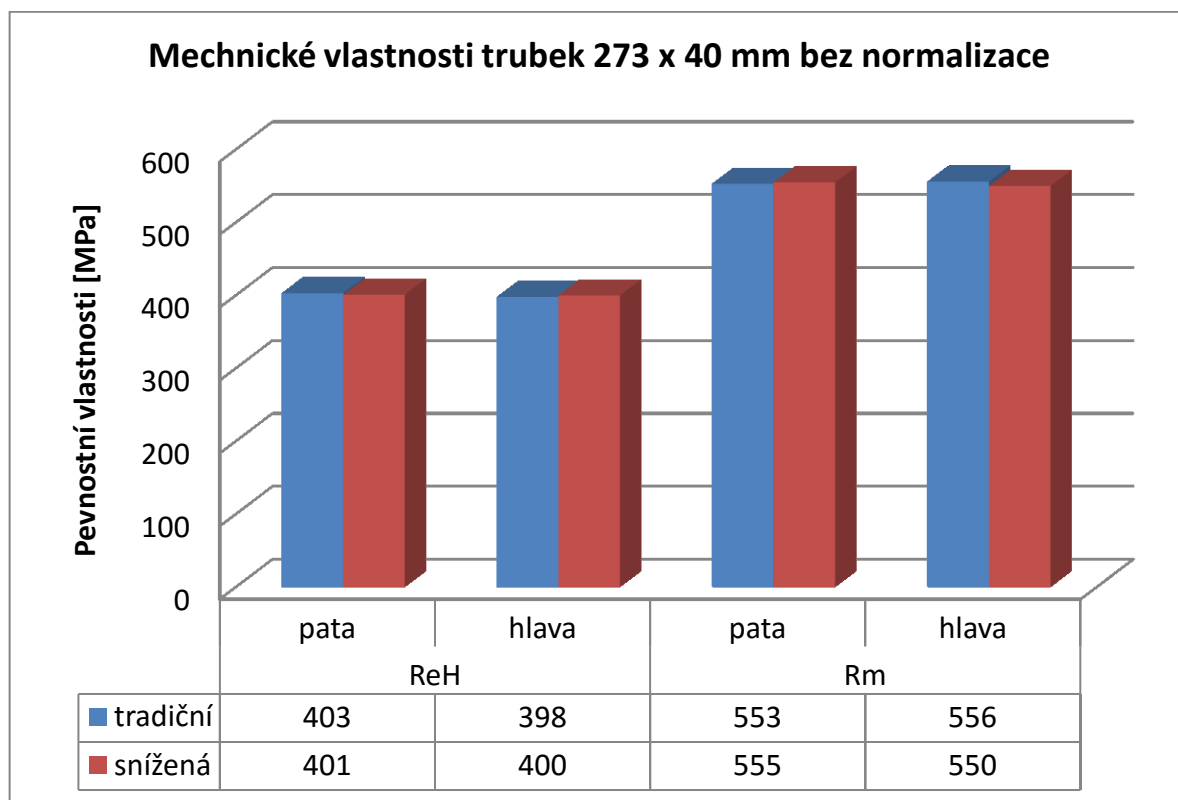
Zjištěné hodnoty meze kluzu R_e a $R_{0,5}$, meze pevnosti R_m , tažnosti A_5 a kontrakce Z , trubky se stěnou 40 mm odválcovaných za tradičních a snížených teplot jsou uvedeny v **tabulce č. 21 a 22**, v následujících **tabulkách č. 23 a 24**, je potom srovnání výsledků nárazové práce jednotlivých trubek.

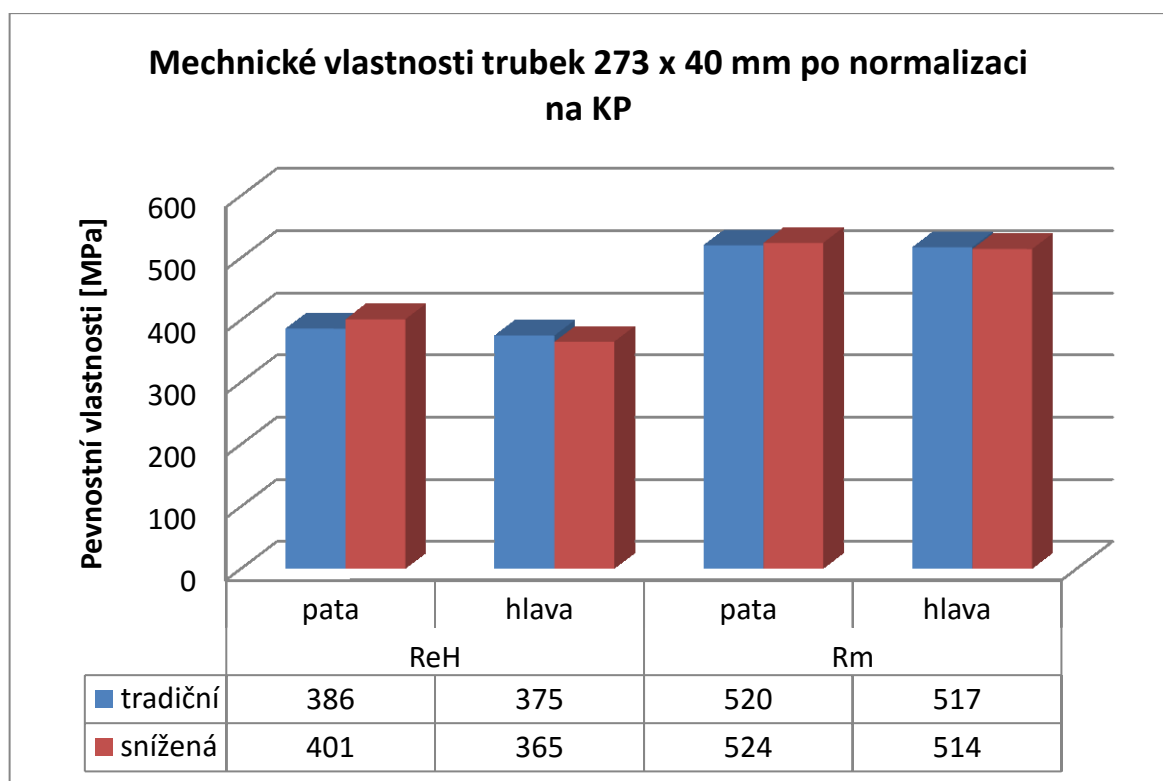
Tab. č. 21 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 40 mm

Mechanické vlastnosti		ReH		Rm		A5		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolicí	tradiční	403	398	553	556	30,2	29,4	71,56	73,62
	snížená	401	400	555	550	28	29,2	73,62	71,51
po normalizaci	tradiční	386	375	520	517	35,4	37	74,49	76,58
	snížená	401	365	524	514	33,6	35,6	73,56	69,26

Tab. č. 22 Výsledky mechanických vlastností trubek tloušťky stěny 40 mm

Mechanické vlastnosti		R _{t0,5}		R _m		A ₅		Z	
		pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava	pata	hlava
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
za poutní stolicí	tradiční	389	398	557	571	30,8	31,8	63,12	70,24
	snížená	394	399	554	555	31,4	32,6	70,43	68,59
po normalizaci	tradiční	364	381	522	529	39,2	35,4	74,56	72,99
	snížená	389	365	528	524	36,2	39	75,31	73,84

**Obr. č. 33** Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky



Obr. č. 34 Grafické porovnání výsledků tahové zkoušky

Tab. č. 23 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 40 mm

273 x 40 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	146	152	151	218	250	253
0	127	95	106	299	299	299
-20	88	124	120	247	188	189
-40	50	16	38	146	115	176
-45	39	10	28	153	168	157
-50	26	16	15	163	162	136
-55	12	10	7	171	155	119

Tab. č. 24 Výsledky nárazové práce trubek tloušťky stěny 40 mm

273 x 40 mm - tradiční teplota						
zkušební teplota	nárazová práce					
	po válcování			po normalizaci v KP		
	tyč 1	tyč 2	tyč 3	tyč 1	tyč 2	tyč 3
	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]
20	167	216	210	251	242	255
0	149	129	110	299	299	282
-20	40	129	125	178	183	182
-40	49	44	19	195	166	165
-45	34	21	13	144	162	144
-50	9	43	9	157	167	148
-55	28	34	55	171	117	151

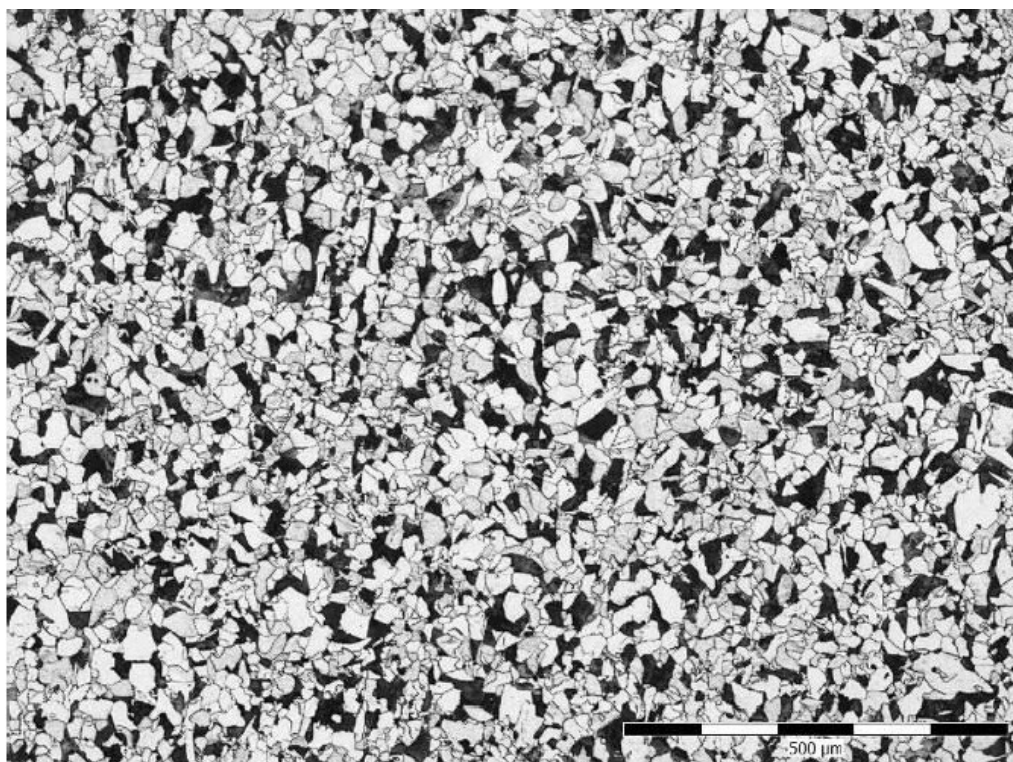
Asi nejvyrovnanější výsledky se objevují u tahových zkoušek pro vzorky z tloušťky stěny 40mm. Výsledky jsou vyrovnané jak při porovnání místa odběru zkoušky tak i v případě porovnání výsledků pro obě dovalcovací teploty. Rozdíly v R_e jsou do 5 MPa. Obdobně jsou na tom i výsledky R_m . Normalizace opět přináší pouze zlepšení nárazové práce při zkušebních teplotách pod -20 °C. Na **obrázcích č. 35 a 36** je srovnání závislosti zkoušek vrubové houževnatosti na teplotě před a po normalizaci pro tradiční i sníženou dovalcovací teplotu.

5.1.8 Výsledky metalografických zkoušek trubek stěny 40 mm

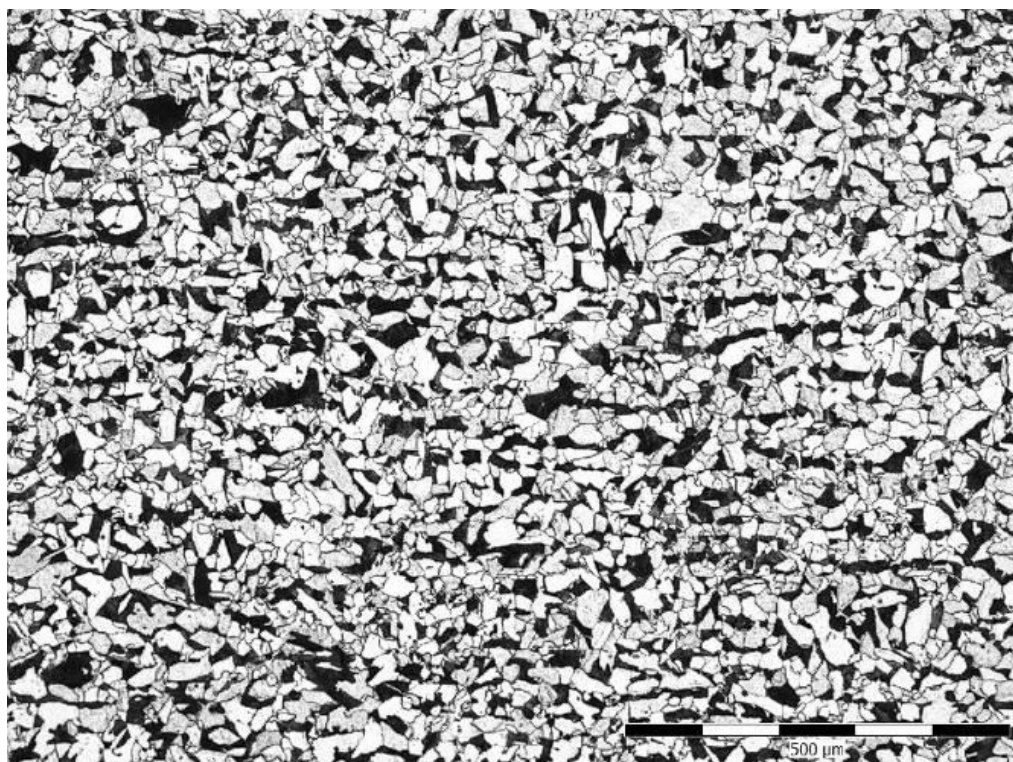
Metalografické šetření jako v předchozích případech nezaznamenává rozdíl mezi strukturami ze vzorků válcovaných za tradičních a snížených teplot. Struktura je tvořená 70% feritu a 30% perlitu. Velikost zrna dle ASTM E112 je před normalizací 7-8. Po normalizaci dochází k mírnému zjemnění. Porovnání struktury je možné na **obrázku č. 34**.

5.1.9 Grafické hodnocení výsledků nárazové práce

Na obrázku č. 35 a 36 je statistické srovnání výsledků zkoušek nárazové práce pro jednotlivé vzorky trubek a to po odběru na válcovací trati a po té po normalizaci v krokové peci. V každém sloupci je vždy reprezentován vzorek pro určitou tloušťku stěny a zleva klesající zkušební teplota v intervalu od 20 °C do -55 °C. Grafy s červenými křivkami jsou sestaveny pro vzorky s tradičními teplotami (**obr. č. 35**), grafy s modrými křivkami (**obr. č. 36**) pro teploty snížené. Jak již bylo v předchozím vyhodnocení uvedeno, vzorky pro tloušťku stěny 20 mm odebrané za poutní stolicí nebyly z důvodu rychlého ochlazení relevantní, a proto v tomto kvadrantu není graf sestaven.

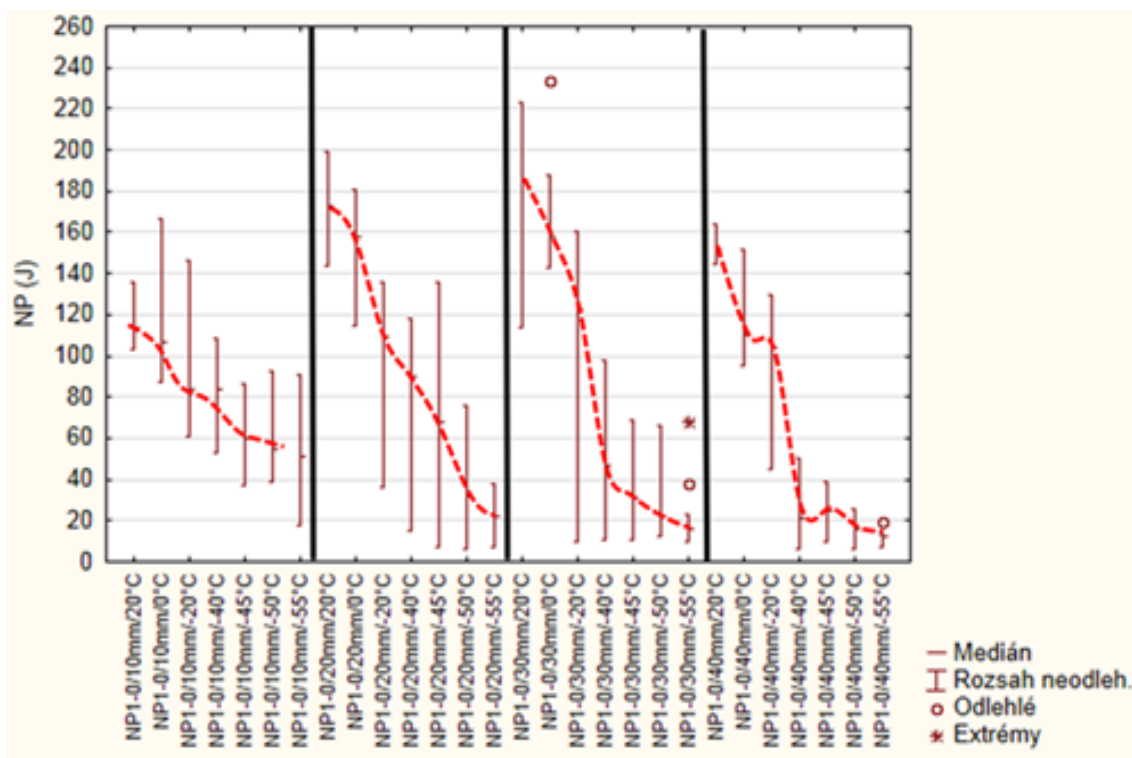


a) tradiční doválcovací teplota

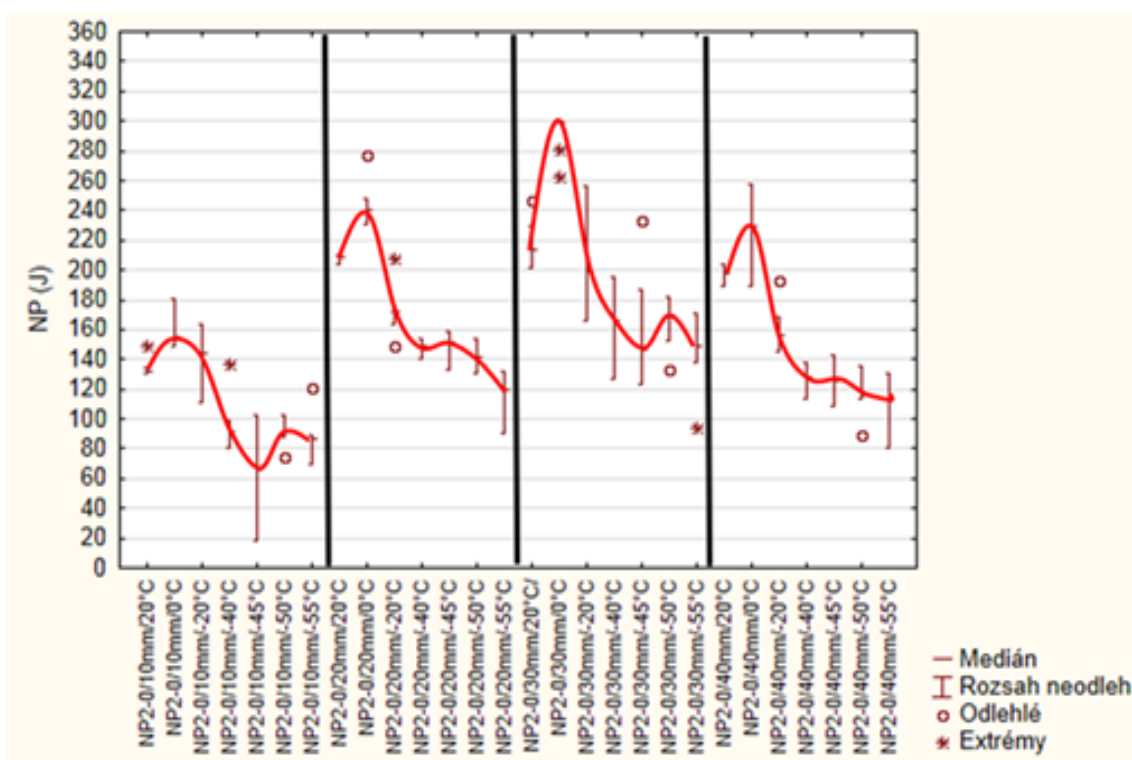


b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 35 Mikrostruktura trubky se stěnou 40 mm

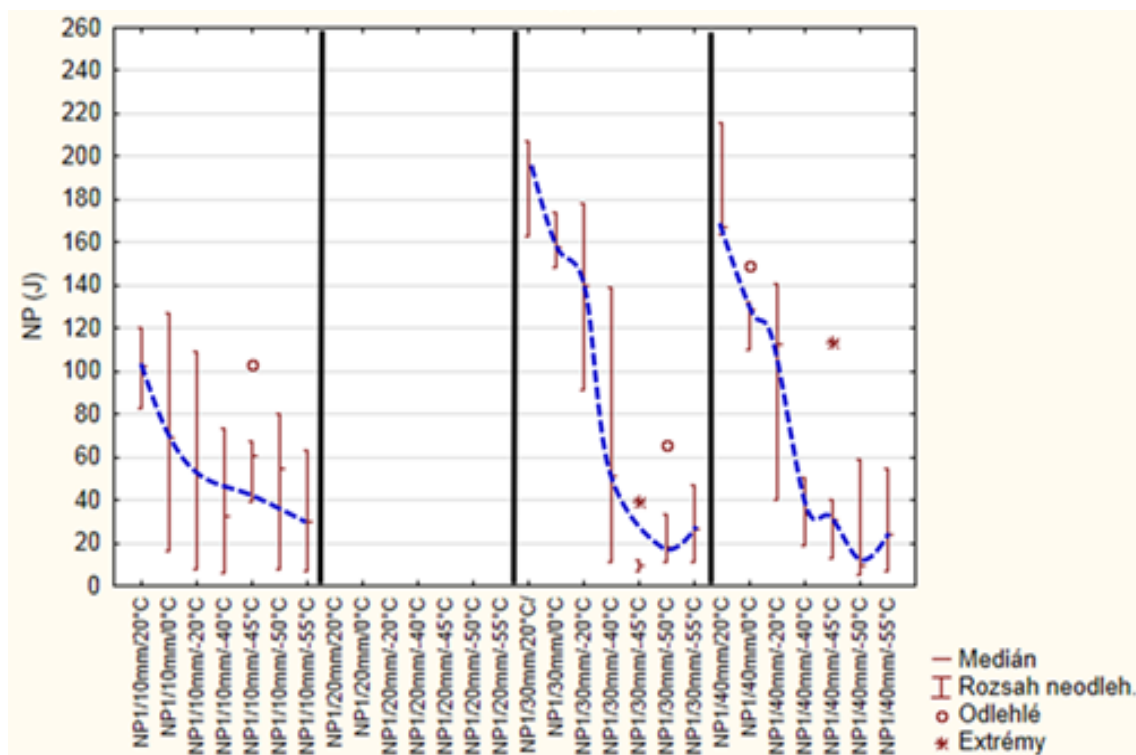


a) po válcování bez normalizace

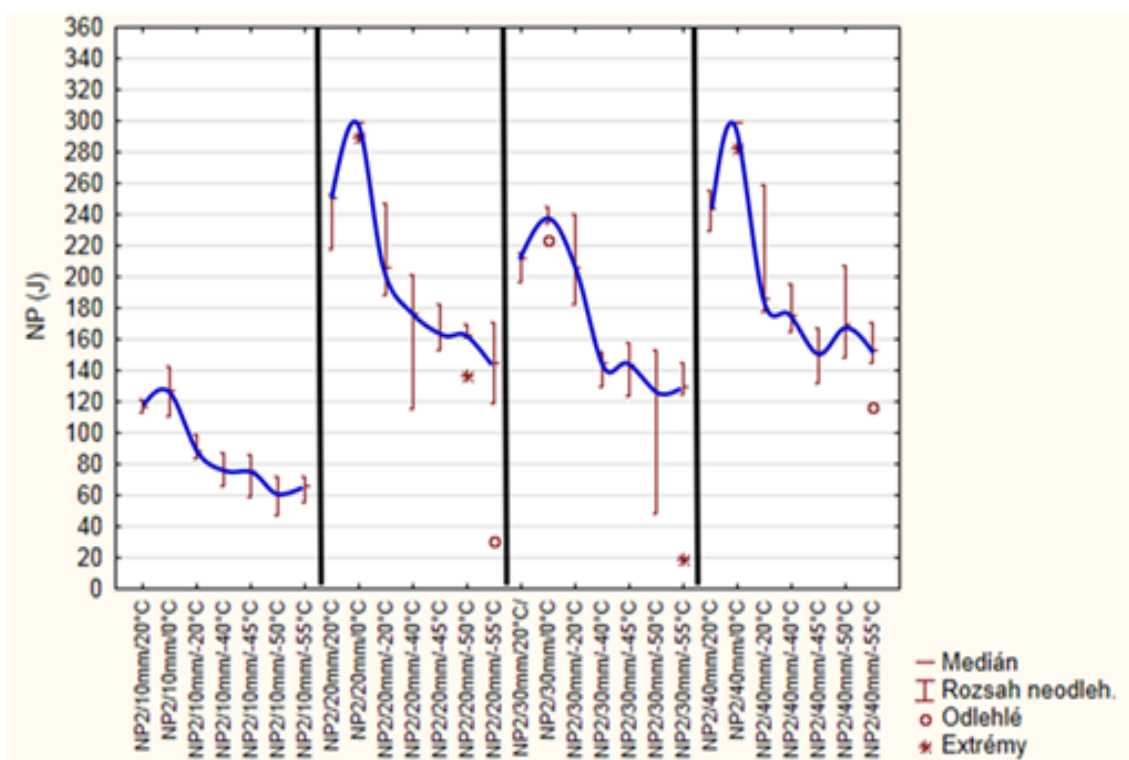


b) po normalizaci v krokové peci

Obr. č. 36 Grafické vyhodnocení zkoušky nárazové pro trubky s tradiční doválcovací teplotou



a) po válcování bez normalizace



b) po normalizaci v krokové peci

Obr. č. 37 Grafické vyhodnocení zkoušky nárazové práce pro trubky se sníženou doválčovací teplotou

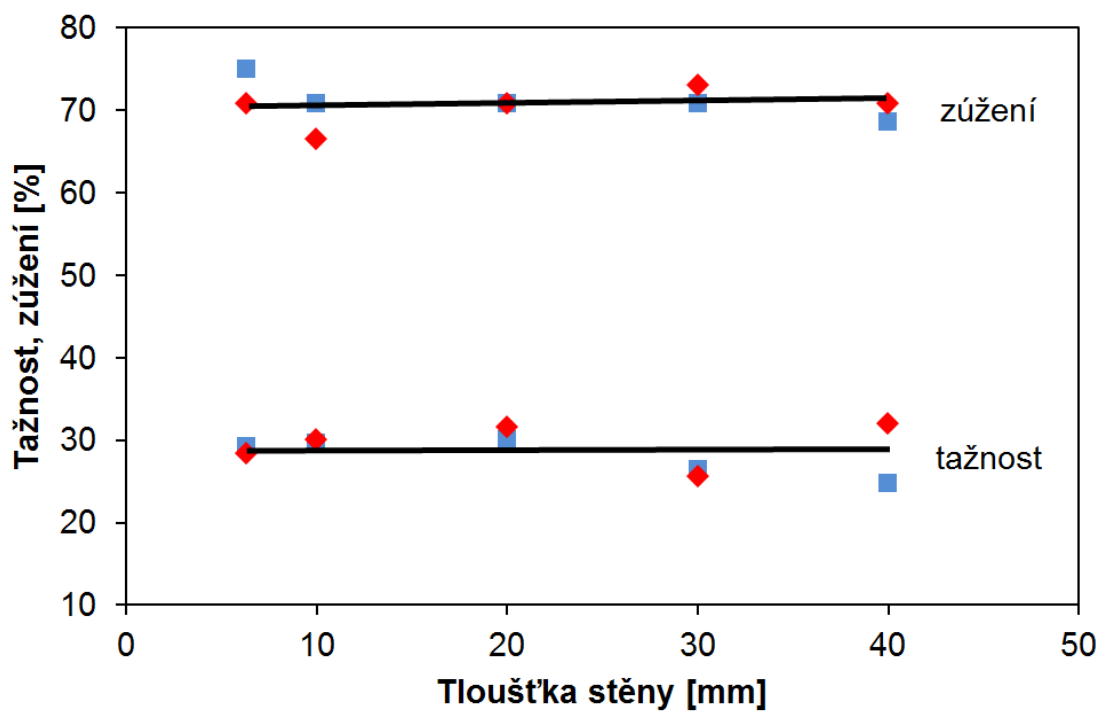
5.2 Vyhodnocení mechanických a metalografických zkoušek experimentu na laboratorní trati

5.2.1 Hodnocení mechanických vlastností

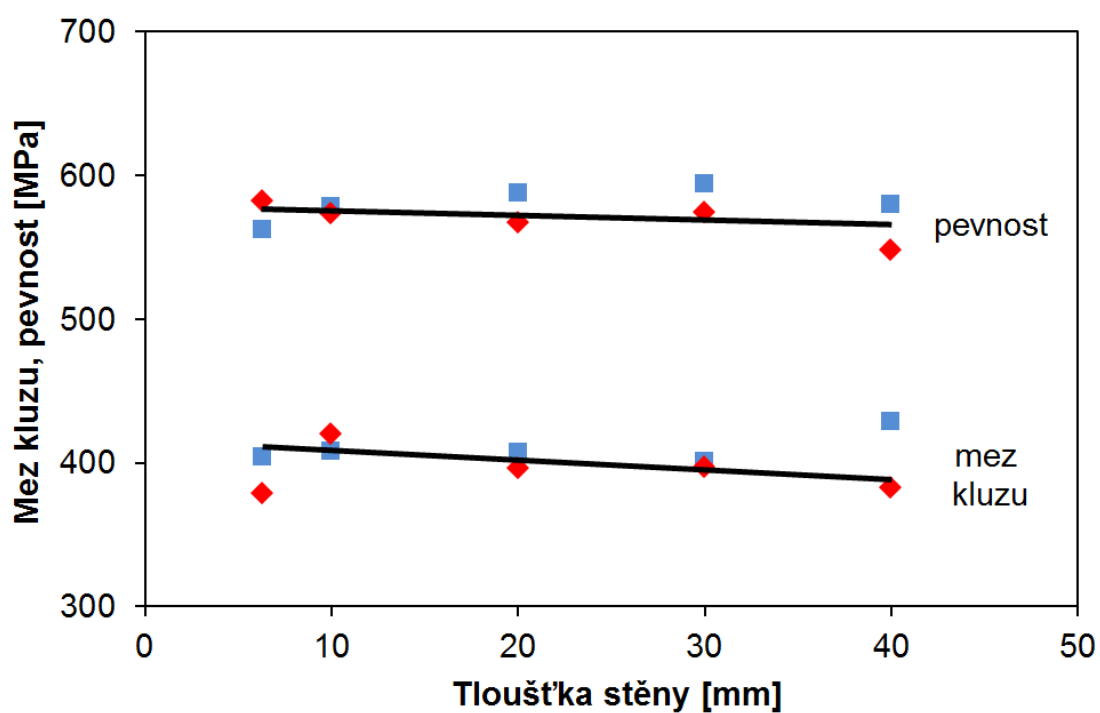
Z laboratorních vývalků byly v podélném směru vyrobeny zkušební tyče o průměru 5 mm. Ty byly podrobeny zkouškám tahem za pokojové teploty, při nichž byly určovány hodnoty meze kluzu R_{eH} (výjimečně $R_{p0,2}$) [MPa], pevnosti R_m [MPa], tažnosti A_5 [%] a zúžení Z [%]. Výsledky jsou shrnuty v **tab. 25** a graficky znázorněny na **obr. 37 a 38**, kde jsou vždy modrými body vyneseny hodnoty odpovídající tradičním doválcovacím teplotám a červeně hodnoty odpovídající doválcovacím teplotám sníženým.

Tab. č. 25 Výsledky tahové zkoušky

Doválcovací teploty	Stěna [mm]	R_{eH} [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]
tradiční	6,3	404	562	29,2	75,0
	10	408	578	29,6	70,8
	20	407	588	30,0	70,8
	30	401	594	26,4	70,8
	40	429	580	24,8	68,6
snížené	6,3	379	582	28,4	70,8
	10	420	573	30,0	66,4
	20	396	567	31,6	70,8
	30	397	574	25,6	73,0
	40	383	548	32,0	70,8



Obr. č. 38 Grafické znázornění výsledků tahové zkoušky (Tažnost, kontrakce)[18]



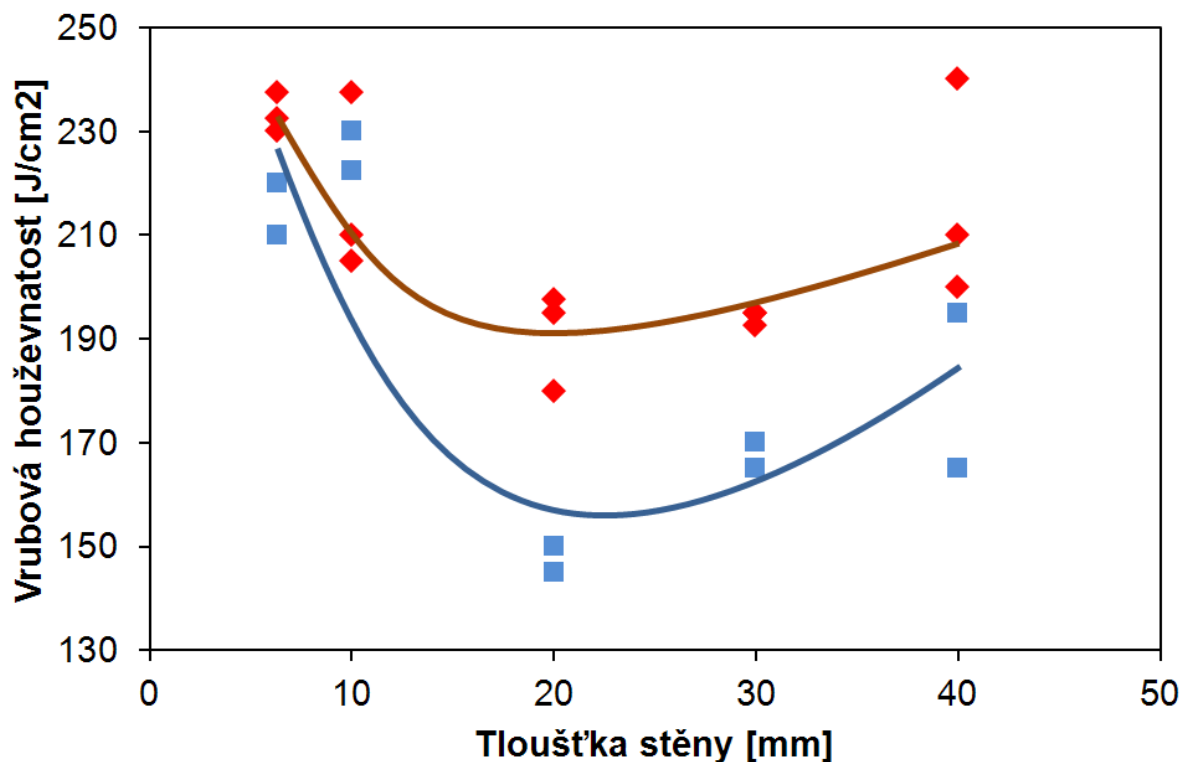
Obr. č. 39 Grafické znázornění výsledků tahové zkoušky (Mez kluzu a pevnosti)[18]

5.2.2 Hodnocení nárazové práce

Z každého laboratorního vývalku byly v podélném směru odebrány tři vzorky o příčném průřezu 10 x 5 mm s vrubem tvaru V o hloubce 2 mm. Zkoušení probíhalo za pokojové teploty. Výsledné hodnoty vrubové houževnatosti [J/cm²] jsou uvedeny v **tab. 26** a porovnány v grafu na **obr. 39**. I zde jsou vždy modrými body znázorněny hodnoty odpovídající tradičním doválcovacím teplotám a červeně hodnoty odpovídající doválcovacím teplotám sníženým.

Tab. č. 26 Výsledky zkoušky vrubové houževnatosti

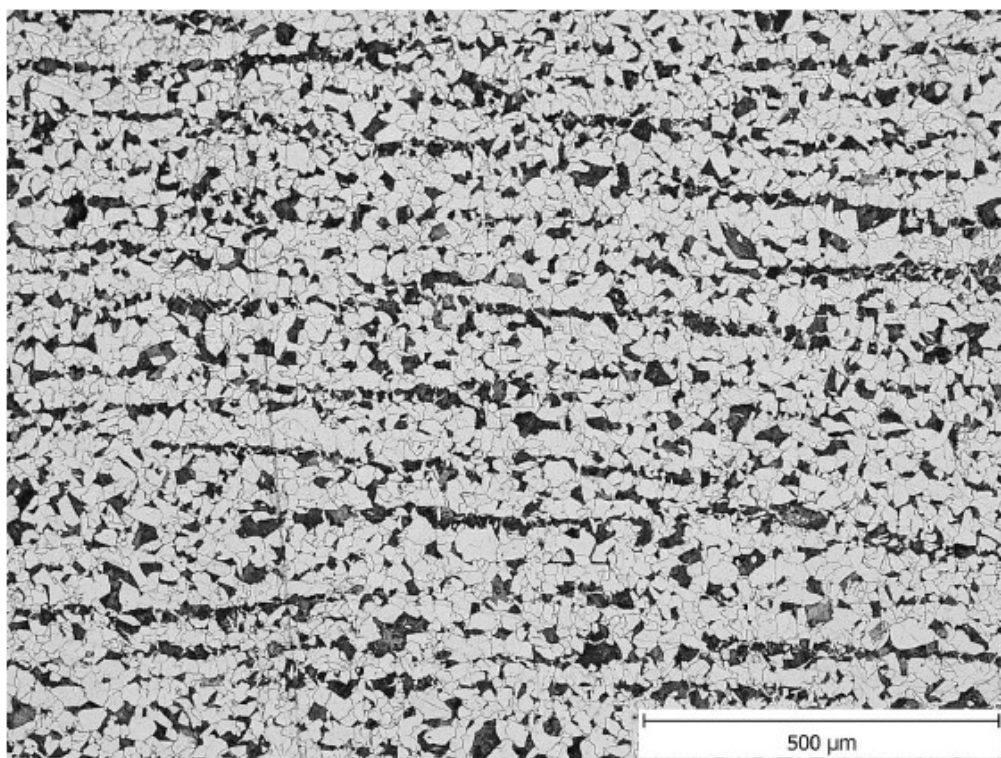
Doválcovací teploty	Stěna [mm]	Vrubová houževnatost [J/cm ²]		
tradiční	6,3	215,0	210,0	220,0
	10	215,0	222,5	230,0
	20	165,0	150,0	145,0
	30	150,0	170,0	165,0
	40	190,0	165,0	195,0
snížené	6,3	230,0	232,5	237,5
	10	237,5	210,0	205,0
	20	197,5	195,0	180,0
	30	192,5	195,0	195,0
	40	200,0	210,0	240,0



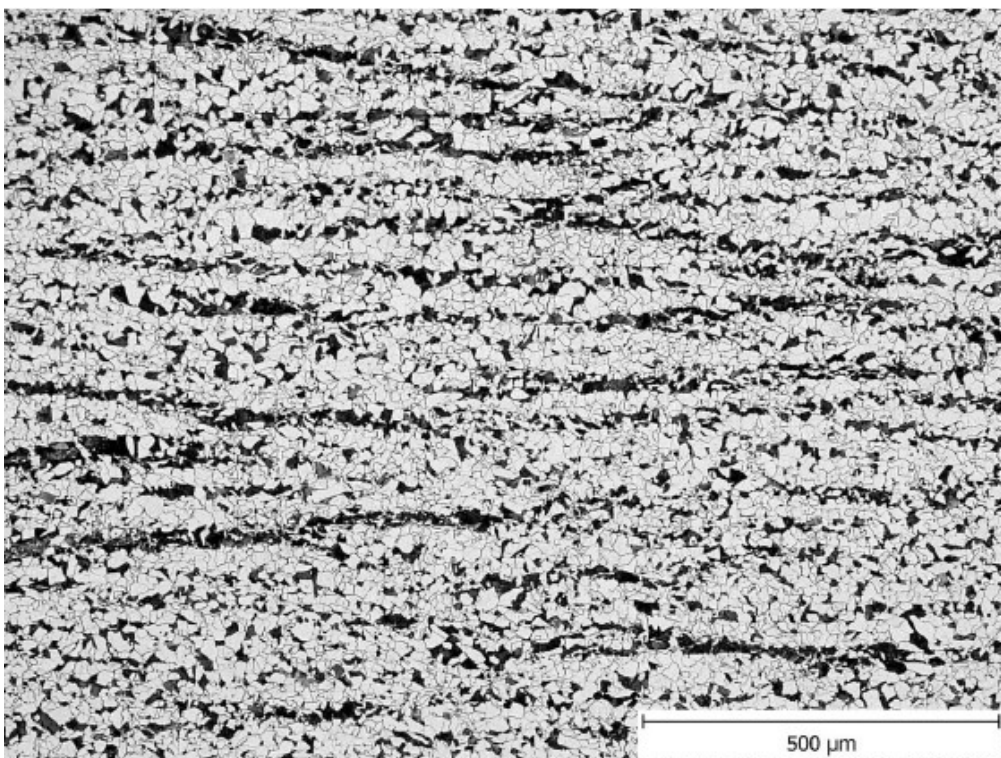
Obr. č. 40 Grafické zobrazení výsledků zkoušky vrubové houževnatosti[18]

5.2.3 Hodnocení mikrostruktury

Z porovnání mikrostruktur na **obr. 40 - 43** vyplývá několik poznatků. Předně je evidentní, že s klesající tloušťkou stěny se výrazněji projevuje řádkovitost perlitu. Struktura je ve všech případech majoritně tvořena feritem a perlitem, u oceli S355J2H však byly v některých vývalcích objeveny i malé podíly základních složek (viz **obr. 40 b), 42 a)**). Je zajímavé, že výskyt těchto složek nezávisí na podmínkách zpracování (doválcovací teplota, rychlost ochlazování). Nahodilost výskytu základních složek avizuje možné problémy s lokální heterogenitou chemického složení dané oceli. Nejpravděpodobněji se jedná o místní zvýšení obsahu manganu, použitým protvářením (nižším než v provozních podmínkách) ne vždy zcela eliminovatelné. Ojediněle byl zaznamenán výskyt Widmanstättenova feritu (hřebenovitě uspořádané desky rostoucí z hranic původních austenitických zrn – viz **obr. 44**).

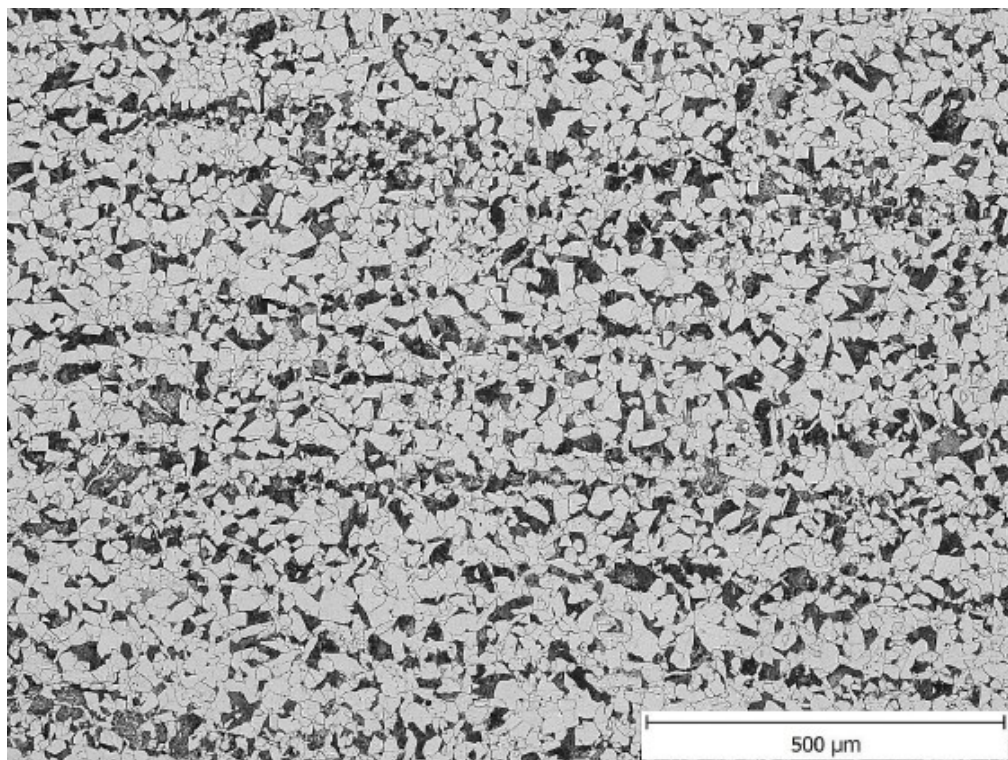


a) tradiční doválcovací teplota

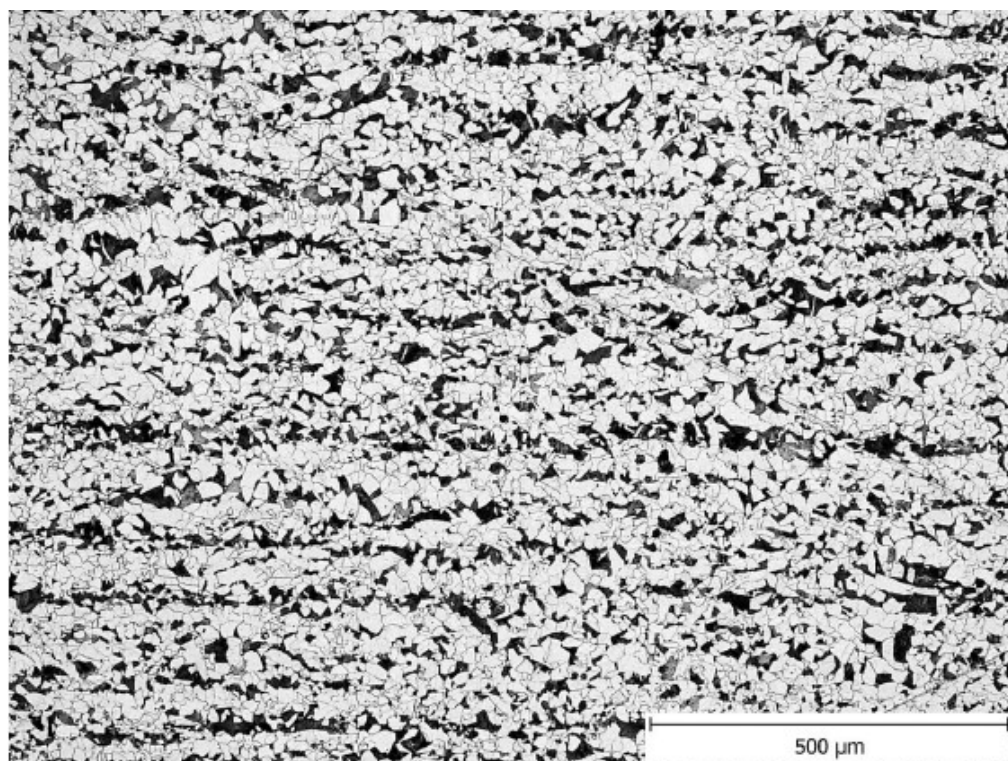


b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 41 Mikrostruktura se simulovanou tloušťkou stěny 10 mm

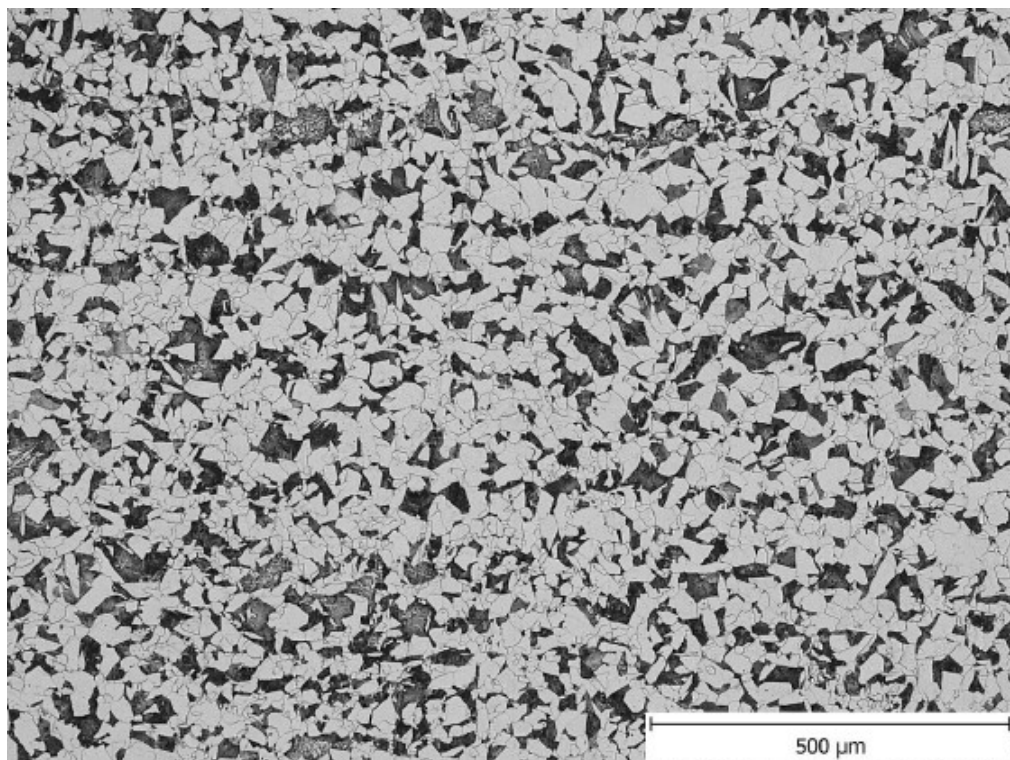


a) tradiční doválcovací teplota

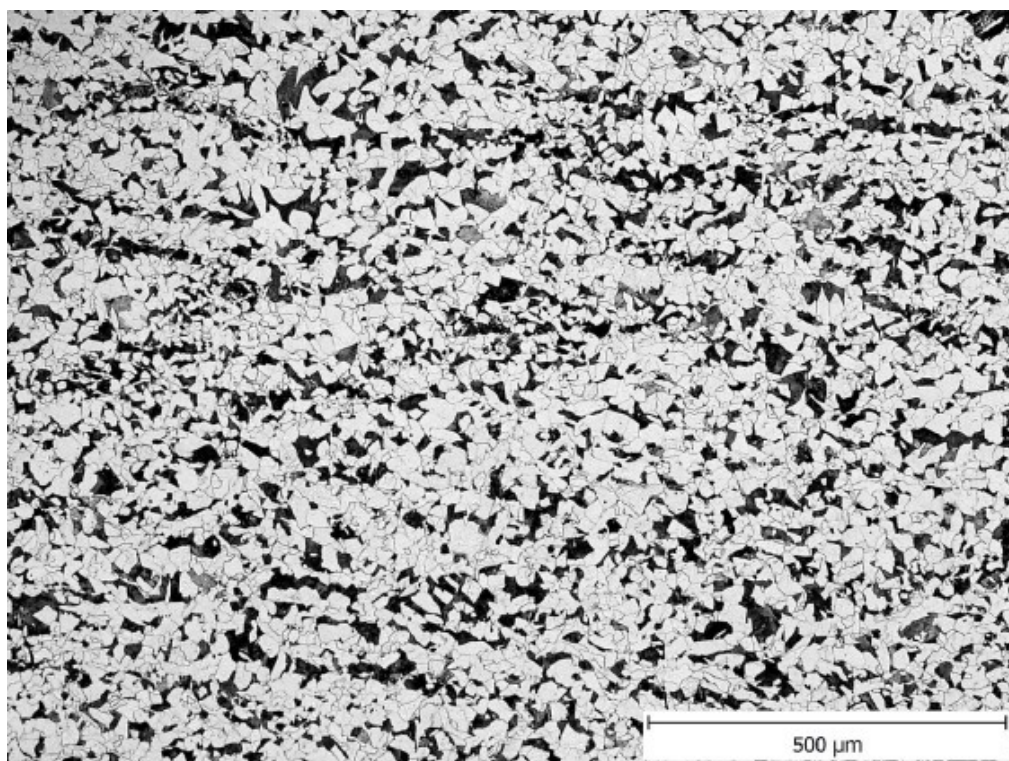


b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 42 Mikrostruktura se simulovanou tloušťkou stěny 20 mm

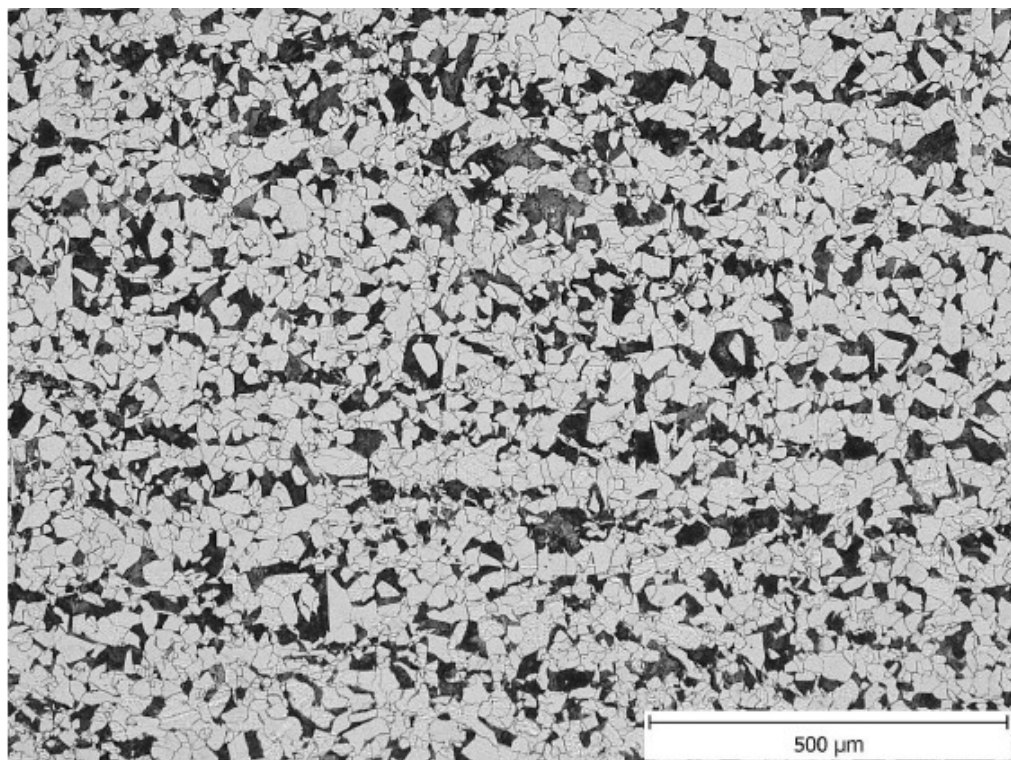


a) tradiční doválcovací teplota

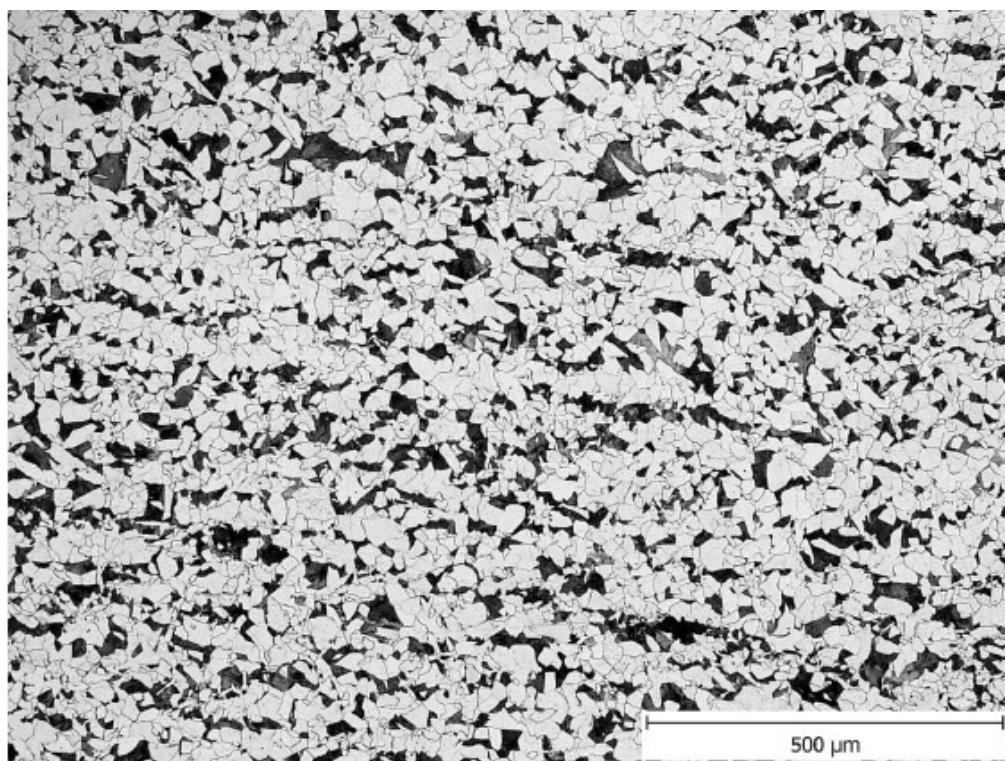


b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 43 Mikrostruktura se simulovanou tloušťkou stěny 30 mm

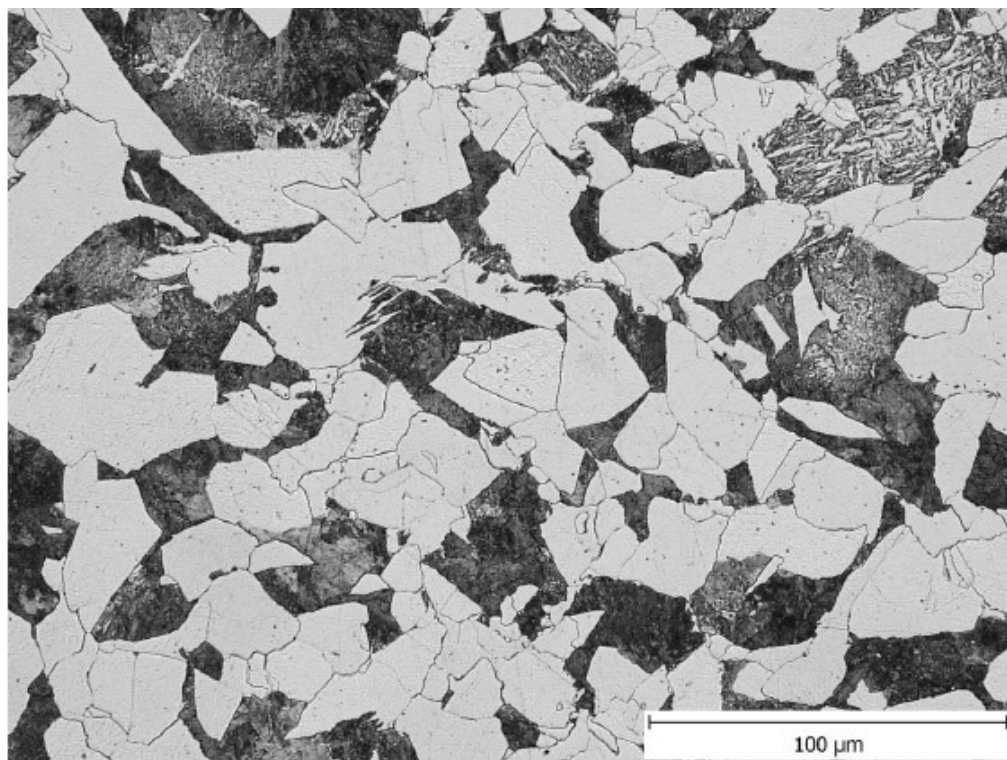


a) tradiční doválcovací teplota



b) snížená doválcovací teplota

Obr. č. 44 Mikrostruktura se simulovanou tloušťkou stěny 40 mm



Obr. č. 45 Mikrostruktura vývalku se simulovanou tloušťkou stěny 30 mm - tradiční teplota

5.3 Diskuze výsledků

Výsledky experimentálního válcování na trati Velký Mannesmann jsou s pohledu zadaného cíle značně rozporuplné. Výsledky tahových zkoušek trubek válcovaných za snížené teploty před normalizací na krokové peci jsou u trubek stěny 10 a 20 mm zvýšené oproti válcování za tradičních teplot, výrazněji však u patního konce, který vstupoval do poutnice s námi stanovenou teplotou. U hlavového konce již byly rozdíly minimální. U trubek se stěnou 30 mm respektive 40 mm se snížení teploty prakticky neprojevilo, zřejmě důsledkem zvolené vstupní teploty, jenž byla pro nastartování požadovaných strukturotvorných jevů příliš vysoká. Snížení teploty se neprojevilo výrazně ani při zkoumání mikrostruktury. Výsledná velikost zrna byla při tradičních i snížených teplotách přibližně stejná. Při zkoumání zvýšení válcovacích sil vycházíme ze zvýšení proudového zatížení poutního motoru, které se pohybovalo v rozmezí 6 až 8 %. Pozitivní vliv snížené teploty se projevil na mírném zvýšení hodnot nárazové práce, ale pouze do zkušební teploty $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Po té houževnatost prudce klesala. Následná normalizace však houževnatost zvyšuje a to dosti výrazně a to i při zkušebních teplotách $-55\text{ }^{\circ}\text{C}$. Tento nárůst je ovšem významný až stěny tloušťky 30 a 40 mm.

Pomocí laboratorního válcování plochých vzorků na vratné stolici, sestávajícího ze tří úběrů, byl zjednodušeně simulován proces děrování a válcování na poutnické stolici trubek s tloušťkou stěny 6,3 – 10 – 20 – 30 – 40 mm z obou ocelí. Doválcovací teploty byly voleny tradiční, resp. snížené o cca 100 °C (830 až 890 °C oproti tradičním 940 až 985 °C). Po doválcování následovalo řízené ochlazování vývalků nominální rychlostí od 14,7 °C/s (pro simulovanou tloušťku stěny 40 mm) do 41,7 °C/s (pro simulovanou tloušťku stěny 6,3 mm).

Metalografické analýzy laboratorních vývalků ukázaly výraznější řádkovitost perlitu s klesající tloušťkou stěny simulované trubky. Struktura byla ve všech případech majoritně tvořena feritem a perlitem, v některých vývalcích zcela nahodile objeveny i malé podíly zákalných složek – to by mohlo signalizovat jisté problémy s lokální heterogenitou chemického složení.

Nejemnějšího zrna bylo dosaženo při simulaci válcování trubek s tloušťkou stěny 6,3 až 10 mm při snížených doválcovacích teplotách ($G = 9-10$). Snížení doválcovacích teplot vedlo k relativnímu zjemnění struktury pro všechny tloušťky stěny. Jemnější výsledné zrno je u mikrolegované oceli dosahováno pravděpodobně brzdícím účinkem jemných karbonitridů vanadu na růst zrn feritu v průběhu ochlazování hotového vývalku.

Zkoušky tahem ukázaly, že pevnostní vlastnosti mírně klesají s rostoucí tloušťkou stěny simulované trubky. Snížení doválcovacích teplot nevedlo k evidentnímu zvýšení meze kluzu či pevnosti. V laboratorních podmínkách bylo dosaženo hodnot meze kluzu $R_{eH} = 379$ až 429 MPa.

Zkoušky rázem v ohybu byly provedeny za pokojové teploty. U simulovaných trubek se silnější tloušťkou stěny se projevil pozitivní dopad snížených doválcovacích teplot a vrubová houževnatost za srovnatelných podmínek relativně vzrostla téměř o čtvrtinu.

Snížení doválcovacích teplot u mikrolegované oceli S355J2H se v laboratorních podmínkách projevilo jistým zjemněním výsledného zrna, což však nemělo výrazný dopad na pevnostní ani plastické vlastnosti určené zkouškou tahem. Jako jediný příznivý účinek snížení doválcovacích teplot se u dané oceli ukázal být významný nárůst vrubové houževnatosti u simulovaných trubek s tloušťkou stěny min. 20 mm.

Porovnání laboratorních a skutečných výsledků lze konstatovat, že i přes mnohem menší celkové protváření materiálu se zřejmě díky lepším (homogenním) teplotním podmínkám podařilo na laboratorní trati dosáhnout jemnějšího zrna. Na válcovací trati je patrný rozdíl vlastností po délce trubek před provedením normalizace. To je způsobeno

nerovnoměrností tepelných podmínek během poutního válcování. To způsobuje i způsob měření teploty kdy válcovací teplota je určována z optického měření povrchu děrovaného předvalku. Teplota na vnitřním povrchu a ve středu stěny bude značně odlišná.

6. Závěr

Cílem práce mělo být zvýšení stability meze kluzu u zkoumané oceli a to pomocí aplikace metody válcování za řízené doválcovací teploty. Tohoto cíle se dosáhnout nepodařilo i přesto, že všechny výsledky zkoušek byly vyhovující i pro zvýšenou mez kluzu 360 MPa. U nejsilnějších stěn byla tato mez překročena pouze o 5 MPa, což nelze považovat za bezpečnou hodnotu. Jednou z příčin může být zvolená metodika měření teploty předvalku před válcováním na poutnické stolici, v případě válcování tloušťek stěn 30 a 40 mm pak i samotná volba teploty pro počátek válcování. Při zkoumání zatížení motoru je zřejmé, že by bylo možné teplotu snížit více, což by mohlo vést ke zlepšení výsledků. Výsledky laboratorního válcování rovněž nepotvrdily nárůst pevnostních vlastností i přes jisté zjemnění výsledného zrna. Nárůst vrubové houževnatosti u trub s větší tloušťkou stěny je ovšem pozitivním výsledkem.

V případě pokračování pokusů s aplikováním metod řízeného válcování při válcování bezešvých trub Mannesmannovým způsobem je nejdříve potřeba zmapovat pokles teploty po tloušťce stěny předděrovaného předvalku a tím lépe určit samotnou startovací teplotu pro válcování. Určité snížení válcovacích teplot je zřejmě možné, což naznačil jen mírný nárůst proudového zatížení poutního motoru. Dále je nasnadě možná výměna hlavního mikrolegujícího prvku, kterým by mohl být Niob, jelikož ten by měl ovlivňovat požadované strukturní změny již při vyšších teplotách [1].

Seznam použité literatury

- [1] KOCICH, Radim. *Termomechanické procesy tváření: studijní opora*. Vyd. 1. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014. ISBN 978-80-248-3586-0.
- [2] VERLINDEN, Bert a R CAHN. *Thermo-mechanical processing of metallic materials*. 1st ed. Boston: Pergamon/Elsevier, 2007. Pergamon materials series, v. 11. ISBN 0080444970.
- [3] TUROŇ, R., DÄNEMARK, J., TUROŇOVÁ, P. *Materiálově-technologický pohled na výrobu a zpracování bezešvých trubek pro zvláštní aplikace*. Hutnické listy, 2011, 64, č. 4, s. 54-57.
- [4] TEOH, L.L.: *Thermo-mechanical Processing and Microstructure of Microalloyed Steel Bar and Wire Rod Products*, ELSEVIER – Journal of Material Processing Technology 48 (1995), 475-481, SSDI 0921-0136(94)01685T, 1995.
- [5] TAMURA, I. et al. *Thermomechanical Processing of HSLA Steels*. London : Butterworths, 1988.
- [6] LANGEORG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUTCHINSON, B.: *The Role of Vanadium in Microalloyed Steels*, Scandinavian Journal of Metallurgy 1999, 28“186-241, 1999.
- [7] LIFSHITZ, I. M. a V. V. SLYOZOV. *The Kinetics of Precipitation from Supersaturated Solit Solutions*. Journal of Physics and Chemistry of Solids. 1961, č. 24, s. 35-50.
- [8] SCHINDLER, I., KAWULOK, P.: *Deformační chování materiálů* [studijní opora k předmětu.] 2013. 94 s.
- [9] SCHINDLER, I., KAWULOK, P., LEGERSKI, M., *Metalurgická tvařitelnost*, elearningová skripta, VŠB-TU, 2010, 55 s.
- [10] SOJKA, J. *Technické materiály – studijní opory*. VŠB-TU Ostrava. 2014. 173 s.
- [11] JURČA R. *VTvvt - ZTP VT- Pro výrobu ocelových trubek na válcovací trati Velký Mannesmann*. Ostrava: TŽ, a.s. 2014. 48 s.
- [12] *Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products ASTM A370*. United States of Americ. 2012.

- [13] ŽÍDEK, Milan. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena*. Vyd. 1. Praha: Aleko, 1995. ISBN 80-85341-45-X.
- [14] GINZBURGH, V. *Metalurgical design of flat rolled steels*. New York: M. Dekker, 2005. 726 s. ISBN 80-85341-45-x.
- [15] ŽÍDEK, Milan. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla*. 1. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská, 1982.
- [16] SEDLÁČEK, Vladimír. *Zotavení a rekrytalizace*. 1. vyd. Praha: Academia, 1985.
- [17] KLIBER J., FABÍK R., VITEZ I., DROZD K., *Hot forming recrystallization kinetics in steel*, Metalurgija 49 (2010) 1, 67-71.
- [18] SCHINDLER, I., JURČA, R., RUSZ, S., TURONĚ, R., KAWULOK, P., KAWULOK, R., OPĚLA, P. *Fyzikální simulace teplotně řízeného válcování bezešvých trubek z mikrolegované oceli*. Hutnické listy, 2015, 68, č. 6, s. 59 - 65.